

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**EFEITO DA ADIÇÃO DE COBRE E DA SEÇÃO DA PEÇA SOBRE AS
CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS DE FERRO
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO**

Tese apresentada à Universidade
Federal de Santa Catarina para a obtenção
Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais

Rosineide Junkes Lussoli

Florianópolis

2003

**EFEITO DA ADIÇÃO DE COBRE E DA SEÇÃO DA PEÇA SOBRE AS
CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS E MECÂNICAS DE FERRO
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO**

ROSINEIDE JUNKES LUSSOLI

Esta dissertação foi julgada para obtenção do título de
Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais

Especialidade Ciência e Engenharia de Materiais pelo
Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Prof^a. Ingeborg Kuhn, Dr. Eng. – Orientadora

Prof^o. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini, Dr. Eng.

Prof^o. Dachamir Hotza, Dr. Ing.

Prof^o. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr. Eng.

Prof^o. Humberto Gracher Riella, Dr. Ing.

RESUMO

Este trabalho verifica o efeito da adição de cobre e da variação da seção da peça sobre as características microestruturais e sobre as propriedades mecânicas de ferro fundido nodular austemperado. O cobre foi escolhido como elemento de liga basicamente pela sua influência sobre a temperabilidade do material e pelo seu baixo custo. Foram vazadas peças com seções de uma e de duas polegadas sem cobre ou com a adição de 0,3, 0,7 e 1,0% Cu. As análises macro e microestruturais permitiram observar que o cobre além de aumentar a temperabilidade, possibilitando que seções de maior espessura sejam completamente ausferríticas após tratamento térmico de austêmpera, influi benéficamente sobre a forma da grafita. Os teores utilizados foram, entretanto, insuficientes para promover a completa ausferritização das peças de maior seção. Os resultados de propriedades mostraram que o efeito do cobre só foi nitidamente marcante sobre a resistência ao escoamento e, quando em peças de maior espessura, sobre o alongamento. A variação da seção da peça mostrou exercer influência considerável sobre o grau de nodularização, o número de nódulos e a microestrutura apresentada pela matriz após a fusão. Em consequência, as propriedades resultantes após tratamento térmico apresentaram uma nítida relação com a espessura da peça, sendo mais elevadas quanto menor a seção. Os resultados apontam para a efetividade do cobre como elemento a ser utilizado na produção de peças de maior seção de ferro fundido com matriz ausferrítica.

ABSTRACT

This work evaluates the effect of the copper addition and the section variation of the cast on microstructure feature and on the mechanical properties of the austempered ductile iron.

The Cooper was chosen as an alloy element basically because of its influence on hardening of the material and because of its low cost. The parts were poured with 1 and 2 inches without copper or with the addition of 0,3, 0,7 and 1,0 % Cu.

Macro and Microstructural analyses allow us to observe that copper besides increasing the hardening, giving to the section bigger thickness and making them completely ausferrite after austempera heat treatment, has a beneficial influence on the grafhite shape.

The tenor used were insufficiently to promote the complete ausferritization of the bigger section cast.

The results of the properties show that the effect of the copper was only noticed on the resistance to draining and, when in thicker parts, on the prolongation.

The section variation of the cast showed to have considerable influence on the nodulation degree, on the number of nodule and in the microstructure presented after the casting.

In consequence, the properties resulting after the heat treatment present a clear relation with the parts thickness, shorter the section higher the thickness. The results point to the copper effectively as an element to be used in production of the pieces of bigger section of casting iron with the ausferrite matrix.

Aos meus pais Carlito e Luzia, companheiros em todos os momentos; ao meu marido Gelásio que sempre acreditou e apoiou os meus planos e a minha amada filha Luana.

AGRADECIMENTOS

Em especial a professora Ingeborg Kühn, por acreditar que seria possível a realização desse trabalho dando apoio e orientação no seu desenvolvimento.

Ao professor Pedro Bernardini, pela orientação inicial e incentivo ao tema abordado.

Ao professor Iberê Roberto Duarte pela ajuda fornecida gentilmente quando da realização das fusões e principalmente pelo apoio dado de uma forma geral na realização deste trabalho como um todo.

Aos professores Dácio do Nascimento, Guido Warmilling e Wilson Zafalon pelos ensinamentos repassados.

Aos meus companheiros de viagem: Rogério, Chico, Balzer e Orlando que tornaram as idas e vindas a Florianópolis agradáveis e divertidas.

As empresas Brasimet e Schulz pela ajuda concedida na realização de algumas tarefas na obtenção de resultados.

Aos meus irmãos Itamar, Ronize e Ani pelo apoio concedido.

As minhas queridas amigas Palova e Mariane pela lealdade e companheirismo desde os tempos de faculdade.

A Inêz e Rosane pela bela amizade que estamos concretizando.

A SOCIESC – ETT e UFSC pela oportunidade de realização deste trabalho.

A Deus por fazer da vida uma realidade.

SUMÁRIO

RESUMO	i
ABSTRACT	ii
AGRADECIMENTOS.....	iv
SUMÁRIO	v
ÍNDICE DE FIGURAS.....	viii
ÍNDICE DE TABELAS	xi
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO.....	3
2.1 CARACTERÍSTICAS	4
2.2 APLICAÇÕES	5
3 OBTENÇÃO DA PEÇA FUNDIDA.....	6
3.1 SOLIDIFICAÇÃO E RESFRIAMENTO DO FERRO FUNDIDO NODULAR	6
3.2 EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO E DO NÚMERO DE NÓDULOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	8
4 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA	11
4.1 TRANSFORMAÇÕES NO ESTADO SÓLIDO	12
4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FUNÇÃO DE PARÂMETROS DO TRATAMENTO TÉRMICO	16
4.2.1 Etapa de Austenitização.....	17
4.2.2 Etapa de Austêmpera	17
4.2.3 Tempo	17
4.3 INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DO FUNDIDO	18
4.4 TEMPERABILIDADE x AUSTEMPERABILIDADE	20
5 COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	21
5.1 EFEITO DO CARBONO EQUIVALENTE	21
5.2 ELEMENTOS RESIDUAIS.....	24
5.3 ELEMENTOS DE LIGA.....	25
5.3.1 Manganês	25

5.3.2	Molibdênio	26
5.4	Cobre	27
5.4.1	Níquel	28
5.4.2	Estanho	28
5.4.3	Cromo	28
6	CLASSES DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUTEMPERADO ..	30
7	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	32
7.1	ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS	32
7.2	MATERIAIS E MÉTODOS	32
7.2.1	Moldagem	32
7.2.2	Fusão	34
7.2.3	Análise Química	35
7.2.4	Corte dos Blocos Y	35
7.2.5	Tratamento Térmico de Austêmpera	35
7.2.6	Obtenção dos Corpos de Prova para o Ensaio de Tração, Perfil de Dureza e Metalografia	36
7.2.7	Confecção dos Corpos de Prova para o Ensaio de Tração	37
7.2.8	Preparação Metalográfica	37
7.2.9	Ensaio Mecânicos	37
7.2.9.1	Ensaio de Dureza - Perfil de Dureza Brinell	37
7.2.9.2	Ensaio de Tração	37
7.2.9.3	Análise Metalográfica	38
8	RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
8.1	ANÁLISE QUÍMICA	39
8.2	CLASSE OBTIDA NO ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO PARA SEÇÃO DE UMA E DE DUAS POLEGADAS	40
8.3	NÚMERO DE NÓDULOS POR ÁREA E GRAU DE NODULARIZAÇÃO	43
8.4	EFEITO DO COBRE NA AUSTEMPERABILIDADE DO FERRO FUNDIDO NODULAR DE SEÇÃO UMA E DUAS POLEGADAS	46
8.5	EFEITO DOS PARÂMETROS ESCOLHIDOS NO CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO	60
8.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	61

8.7	PERFIL DE DUREZA BRINELL.....	68
9	CONCLUSÕES.....	70
9.1	CONCLUSÕES SOBRE A OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR..	70
9.2	CONCLUSÕES SOBRE O ELEMENTO DE LIGA COBRE.....	71
9.3	CONCLUSÕES SOBRE A SEÇÃO DO CORPO DE PROVA	71
9.4	CONCLUSÕES SOBRE A OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO CORRELACIONANDO AS PROPRIEDADES MEDIDAS	72
10	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	75
11	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICA	76
	ANEXOS.....	82

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Resistência mecânica a tração versus alongamento em função da matriz: perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI). Adaptado de Sorelmetal (1990).	4
Figura 2.2: Exemplos de peças, (a) engrenagem em ADI, patenteada com especificação K9805, (b) coroa e pinhão da General Motors e (c) virabrequim do motor turbo da Ford. Fonte: Sorelmetal 2002.	5
Figura 4.1: Ciclo de tratamento térmico de Austêmpera. Fonte: Morrison, 2000.	11
Figura 4.2: Diagrama esquemático de transformação de fase durante a austêmpera. Adaptado de Wu et al., 2002.	12
Figura 4.3: Esquema ilustrando a formação dos braços de ferrita (α) originando nos contornos de grão (C.G.), em meio a austenita inicial (γ_0) e regiões de austenita com alto teor de carbono (γ). Adaptado de Trudel & Gagné, 1997.	14
Figura 4.4: Partículas de carbonetos nodulares precipitadas em ADI austemperado a 360 °C por 2 h. Fonte: Wu et al., 2002.	14
Figura 4.5: Microestrutura típica de ADI austemperado a 360°C por 2 h (α - ferrita; γ - austenita).	15
Figura 4.6: Propriedades mecânicas de acordo com a temperatura de transformação da autenitização e austêmpera. Fonte: Sorelmetal, 1990.	16
Figura 4.7: Esquema relacionado a quantidade de austenita estável apresentada com linha Ms e dureza Brinell em função do tempo de transformação.	18
Figura 4.8: Fração de volume de austenita (V), em função do teor de cobre (Cu) presente no ADI.	19
Figura 5.1: Diagrama de Henderson. Fonte: Chiaverini, 1997 e Warmiling et. al. 1999.	22
Figura 5.2: Efeito do teor de silício na solubilidade de carbono na austenita. Adaptado de Warmiling et. al., 1999.	23
Figura 5.3: Porcentagem de martensita formada em função do aumento do teor de manganês. Fonte: Trudel & Gagné, 1997.	25
Figura 7.1: Bloco Y usado para a produção dos fundidos dos quais foram retirados os corpos de prova.	33
Figura 7.2: Esquema do corte feito no bloco Y.	35

Figura 7.3: Esquema de obtenção das amostras para a realização dos ensaios mecânicos e análise metalográfica (*25 mm).	36
Figura 8.3: Números de nódulos/ mm ² e grau de nodularização determinados a meio raio nos corpos de prova de uma polegada utilizados para o perfil de dureza Brinell.	43
Figura 8.4: Números de nódulos/ mm ² e grau de nodularização determinados a meio raio nos corpos de prova de duas polegadas utilizados para o perfil de dureza Brinell.....	44
Figura 8.5: Números de nódulos/ mm ² e grau de nodularização determinados na área útil dos corpos de prova de duas polegadas, após o ensaio de tração.	44
Figura 8.6: Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento em função do número de nódulos/mm ² . Dados referentes a condição tratado termicamente e sem adição de cobre.	45
Figura 8.15: Valores de limite de ruptura e de escoamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de uma polegada.	61
Figura 8.16: Valores de limite de ruptura e alongamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de uma polegada.	62
Figura 8.17: Valores de limite de ruptura e de escoamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de duas polegadas.	62
Figura 8.18: Valores de limite de ruptura e alongamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de duas polegadas.	63
Figura 8.19: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x	64
Figura 8.20: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x.....	65
Figura 8.21: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x.....	65
Figura 8.22: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 250x.	66
Figura 8.23: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 500x.	67
Figura 8.24: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 500x.	67
Figura 8.25: Valores do perfil de dureza Brinell em função do teor de cobre determinados a 5, 10 e 14mm da superfície ao centro do corpo de prova.	68

Figura 8.26: Valores do perfil de dureza Brinell em função do teor de cobre determinados a 8, 15, 21 e 30mm da superfície ao centro do corpo de prova. 69

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 5.1: Composição química do ferro fundido nodular base (Trudel & Gagné, 1997).	21
Tabela 5.2: Porcentagem de carbono e silício no ferro fundido nodular com predominância de matriz perlítica (Trudel e Gagné, 1997).....	22
Tabela 5.3: Elementos químicos residuais presentes na composição química do ferro fundido nodular (ADI Treatment Ltd, 1999 / Carmo, 2000).	24
Tabela 6.1: Classes Propostas para Ferro Nodular Austemperado.....	30
Tabela 6.2: Classes ASTM para Ferro Nodular Austemperado (ASTM 897M-90)...	31
Tabela 7.1: Dimensão dos blocos Y, segundo norma EM 1563:97.....	33
Tabela 7.2: Valores de temperatura de vazamento para cada porcentagem.....	34
do elemento de liga cobre.	34
Tabela 8.1: Composição Química do Ferro Fundido Nodular Austemperado.....	39
com ou sem adição do elemento de liga cobre, obtida através de ensaio de espectroscopia.....	39
Tabela 8.2: Valores obtidos no ensaio de tração para o estado bruto de fundição, amostras sem adição do elemento de liga cobre.....	40
Tabela A.1: Números de nódulos/mm ² e grau de nodularização de acordo com a norma NBR 6916, todos os valores foram retirados a meio raio dos corpos de prova	82
Tabela A.2: Valores médios de três corpos de prova obtidos do Ensaio de Tração, segundo a norma NBR 6152, para corpos de prova de uma polegada	82
Tabela A.3: Valores médios de três corpos de prova obtidos do Ensaio de Tração, segundo a norma NBR 6152., para corpos de prova de duas polegadas	83
Tabela A.4: Valores médios de dureza HB (dois corpos de prova), para corpos de prova de duas polegadas	83
Tabela A.5: Valores médios de dureza HB, nos corpos de prova de uma polegada (dois corpos de prova).....	83
Tabela A.6: Valores médios de dureza HB, nos corpos de prova de uma polegada (dois corpos de prova).....	83

1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado, conhecido como ADI (de Austempered Ductile Iron), é considerado por muitos pesquisadores como um material excepcional por ter como característica marcante um conjunto de propriedades mecânicas que até então nenhuma estrutura apresentava.

Uma combinação de ferrita acicular em meio a austenita de alto carbono (estável) e nódulos de grafita constituem a estrutura comumente chamada de ausferrita. Tais microconstituintes são oriundos do tratamento térmico característico a que ferros fundidos nodulares são submetidos, denominado austêmpera, onde se utiliza um patamar de temperatura constante.

Bem mais que os outros materiais da mesma família, o processamento do metal para a obtenção do ADI necessita de rigorosos controles em todas as etapas envolvidas como: (i) escolha da composição química para a produção do ferro fundido nodular; (ii) processo de moldagem e macharia que terão contato direto com o metal durante a sua solidificação; (iii) condição de fusão como tipo de forno, temperatura de vazamento e tempo de permanência do metal líquido; (iv) tratamento do banho sob forma de nodularização e inoculação; (v) resfriamento da peça em molde ou desmoldagem prematura além de todos os (vi) parâmetros de tratamento térmico como tempo e temperatura de austenitização e de austêmpera.

Todas essas variáveis terão ação direta nas propriedades do ferro fundido ausferrítico, sendo, portanto determinantes sobre a sua aplicação como produto final. A principal característica desse material em termos de propriedades é uma relação entre resistência mecânica e alongamento que o destaca dos demais materiais com estruturas diferentes (ferrita, perlita, martensita e bainita) onde normalmente o ganho de uma, acarreta em perda da outra.

Esse fenômeno é justificado pela microestrutura, sendo a ferrita responsável pelo bom alongamento e a austenita pela resistência do material.

As inúmeras vantagens fazem do ADI uma importante opção como material para produção de peças na linha automotiva, agrícola, ferroviária e em minerações.

Este trabalho objetiva dar uma contribuição ao estudo sistemático do ferro fundido nodular austemperado e assim colaborar na busca de novas possibilidades mercadológicas e produtivas para este material.

Dentre seus objetivos específicos estão a avaliação da influência da (i) adição de cobre e da (ii) variação da seção da peça sobre as características macro e microestruturais e sobre as propriedades mecânicas do material.

A fim de explorar o comportamento em seções de 25 e 50mm, foram vazadas amostras com uma composição química base e a esta foram posteriormente adicionados 0,3, 0,7 e 1,0% de cobre. O tratamento térmico de austêmpera foi realizado em temperaturas e tempos padrão, para quaisquer condições. As características estruturais foram avaliadas via microscopia ótica e eletrônica. As propriedades medidas foram resultantes de ensaios de tração (tensão de resistência, tensão de escoamento e alongamento) e de dureza.

Esta dissertação está dividida em dez capítulos. Os seis primeiros incluem a revisão da literatura e o estado da arte. O sétimo capítulo apresenta a metodologia utilizada para a execução dos experimentos, que seguiram os padrões recomendados tanto pela área tecnológica quanto pelos métodos e ensaios científicos. O oitavo apresenta e discute os resultados obtidos. O nono capítulo resume as conclusões obtidas deste estudo. O décimo e último capítulo apresenta sugestões para trabalhos futuros nesta linha de pesquisa.

Este estudo foi realizado na Universidade Federal de Santa Catarina e na Sociedade Educacional de Santa Catarina – SOCIESC.

2 FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO

O ferro fundido nodular austemperado, também conhecido como ADI (Austempered Ductile Iron), teve seus primeiros experimentos publicados nos anos 60 pela International Harvester, no entanto, resultados de pesquisas adicionais só surgiram dez anos depois. Fundições norte-americanas, finlandesas e chinesas iniciaram produções em série de peças manufaturadas em ferro fundido nodular austemperado, em especial engrenagens anteriormente fabricadas em ferros fundidos temperados e revenidos (Keighley Laboratories Ltd, 2002).

Em Simpósios Internacionais ocorridos em 1984 e 1986, o ferro fundido nodular austemperado foi apresentado o que acarretou num aumento significativo da produção desse material mundialmente (Carmo, 2001). Os fundidores viram no ADI uma oportunidade de expandir o seu mercado e competir com o aço forjado, iniciando uma onda de desenvolvimento e de pesquisas em escala mundial. Entretanto, o sucesso esperado ainda não se concretizou. Isto pode ser explicado por diferentes razões:

- Alguns projetistas tem um certo receio em trocar um material que já esta consolidado a vários anos por um que há muitos estudos em andamento;
- Para a produção do ADI se faz necessário um controle rigoroso na composição química e conseqüentemente a estrutura bruta de fundição antes do tratamento térmico, afim de auxiliar na garantia das propriedades mecânicas exigidas, por exemplo, desvios dos teores de silício e manganês e da quantidade de nódulos agem diretamente sobre a janela do processo de tratamento térmico, portanto devem ser evitadas;
- A maioria das fundições não tem equipamentos apropriados para tratamento térmico de austêmpera para o ferro fundido nodular;
- Os custos do tratamento térmico são altos na maioria das vezes, de modo que em muitos casos a vantagem econômica era pequena, em comparação com as peças forjadas (Morrison, 2000).

Nos últimos dez anos, a produção do ADI obteve mais sucesso nos Estados Unidos do que na Europa, onde a produção deste material é de aproximadamente 20.000 toneladas por ano. Na América do Norte, já foi ultrapassado 60.000

toneladas por ano (Carmo, 2001). No ano 2000 a estimativa foi uma produção mundial de 100.000 T/anual (Trudel & Gagné, 1997).

2.1 CARACTERÍSTICAS

O ferro fundido nodular obtido por tratamento de austêmpera possui uma combinação de propriedades que superam outras formas de estruturas, como pode ser visto na Figura 2.1. Características como alta ductilidade, tenacidade, resistência à tração, a abrasão e a fadiga, são de responsabilidade da quantidade de cada microestrutura formada após o tratamento isotérmico: ferrita acicular, austenita com alto teor de carbono (portanto, estável) e nódulos de grafita. Se comparado com ferro fundido nodular bruto de fusão, é duas vezes mais resistente à tração. Já comparado a alguns aços, possui resistência à fadiga igual ou superior, maior capacidade de amortecimento de vibrações, maior resistência ao alongamento, é 10% mais leve e mais fácil de usinar do que os aços com durezas equivalentes, sendo a grafita a responsável pelas propriedades físicas do material. Também é 100% reciclável (Sorelmetal, 1990 e 2002).

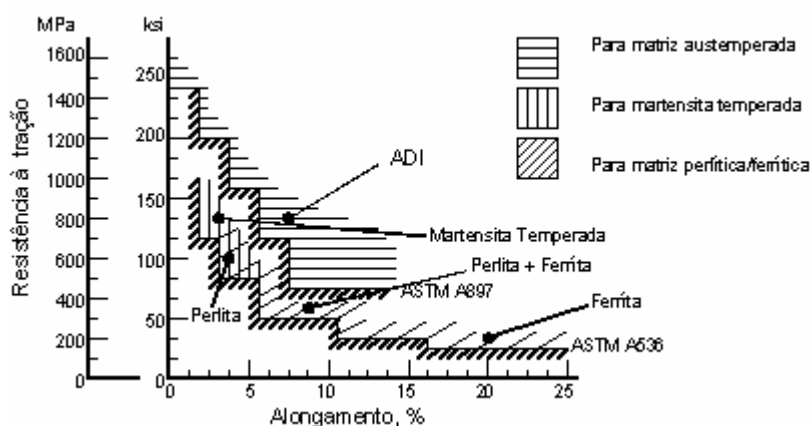


Figura 2.1: Resistência mecânica a tração versus alongamento em função da matriz: perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI). Adaptado de Sorelmetal (1990).

2.2 APLICAÇÕES

A produção deste material destina-se a peças utilizadas na construção de máquinas em geral: na indústria ferroviária como rodas para locomotivas e vagões, e acoplamentos de sapatas de freio; peças de desgaste para máquinas de mineração; na agricultura, em equipamentos de terraplenagem e ferramentas para movimentação de terra como pontas de escavadeira, cilindros, correntes transportadoras, rodas dentadas; na indústria automotiva tem largo emprego na fabricação de peças localizadas principalmente na região do chassi e da suspensão como girabrequins, eixo-comando de válvulas, bielas, componentes do sistema de suspensão, suportes de molas de caminhões e diversos tipos de engrenagens, conforme exemplo da figura 2.2, dentre outras (Sorelmetal, 1990 / Carmo, 2001 / Keighley Laboratories Ltd, 2002).

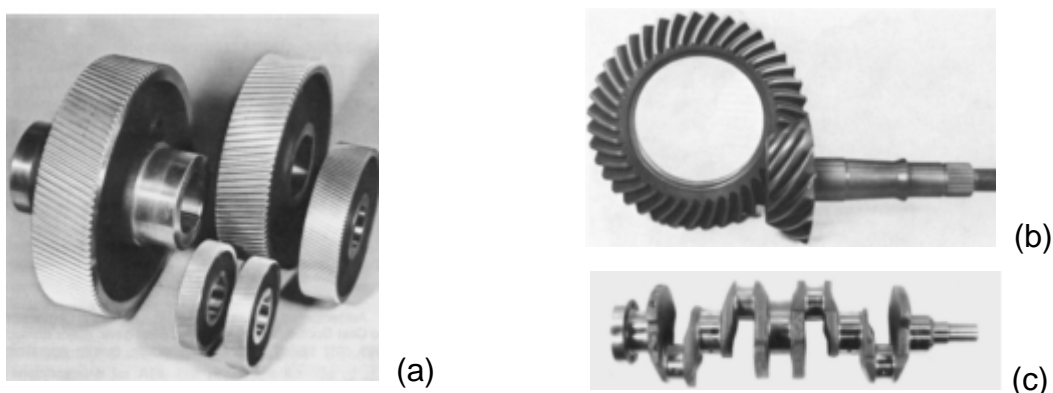


Figura 2.2: Exemplos de peças, (a) engrenagem em ADI, patenteada com especificação K9805, (b) coroa e pinhão da General Motors e (c) virabrequim do motor turbo da Ford. Fonte: Sorelmetal 2002.

3 OBTENÇÃO DA PEÇA FUNDIDA

Para se obter as propriedades ideais que destaquem o ferro fundido nodular austemperado em sua performance, devem-se tomar cuidados na obtenção do estado bruto de fusão. Isso se deve ao fato de que muitos dos defeitos adquiridos no processo de fundição não são eliminados durante o processo de tratamento térmico. Portanto, inclusões não metálicas, carbonetos, drosses, contração elevada e escória devem ser evitados. O controle do processo de moldagem irá minimizar defeitos como gases e outros de superfície. A porcentagem de porosidade não deve ultrapassar 0,5% e a de micro-rechupes deve ser inferior a 1% (Warmiling et. al., 1999).

3.1 SOLIDIFICAÇÃO E RESFRIAMENTO DO FERRO FUNDIDO NODULAR

Resumidamente, a solidificação do ferro fundido nodular ocorre como:

- deposição de austenita primária até que o líquido torne-se eutético;
- cristalização do carbono como grafita em certas regiões do líquido que são núcleos para tal reação (a formação da grafita é independente de qualquer outro componente); a forma esférica típica é decorrente da influência química ou física sobre o crescimento dos cristais de grafita;
- crescimento posterior dos nódulos como consequência de depósitos de carbono a partir do líquido ou da difusão do carbono da austenita que contorna os nódulos;
- deposição da austenita eutética no interior da austenita primária ou ao redor dos nódulos de grafita;

As diversas teorias sobre a formação de grafita nodular diferem entre si acerca de fatores fundamentais, tais como o modo de crescimento da grafita, a função da austenita (eutética e primária) e o efeito da composição (Velde, 1995).

Durante a solidificação do ferro fundido nodular, a fase mais difícil de nuclear e de crescer é a grafita (Santos, 1998), pois o mecanismo é divorciado. Isto quer dizer que a grafita inicialmente nucleia no líquido, sendo rapidamente envolta por uma casca de austenita. Como consequência, o contato com o carbono passa a ser

do líquido para austenita, e da austenita para grafita. Segundo Jiyang et al. (1993), se o envolvimento da casca de austenita for rápido, há formação de nódulos pequenos e redondos em decorrência da dificuldade da entrada do carbono do líquido; caso o envolvimento seja lento, haverá a presença de veios de líquido entre os halos de austenita, o que favorecerá a chegada mais rápida de carbono no nódulo, mas somente em alguns pontos, gerando um crescimento irregular dos mesmos (grafita degenerada); sem o envolvimento do nódulo pela casca de austenita este se deteriora severamente em muitas direções. Grafitas degeneradas reduzem as propriedades mecânicas já no estado bruto de fundição do material e conseqüentemente após o tratamento isotérmico (Santos, 1998).

Segundo Santos (1994), a fase primária gerada na solidificação do ferro fundido nodular é a austenita que nucleia abaixo da linha liquidus. Para essa etapa inicial o teor de carbono dissolvido na austenita e no líquido remanescente é alto, fazendo com que o carbono equivalente compreenda ao do eutético estável (1) e a nucleação e crescimento das células ocorre com a liberação do calor latente favorecendo a recalescência que é o aumento da temperatura do líquido (2) para iniciar a reação eutética:

líquido remanescente \rightarrow austenita eutética + grafita em nódulos

Quando da produção de ADI, deve ser evitada a reação metaestável a fim de impedir a presença de carbonetos indesejáveis no ferro fundido nodular, pois estes necessitam de tempos maiores de austenitização para a completa ou parcial dissolução. O número de células eutéticas e o alto super-resfriamento são os responsáveis pela fase indesejável. Variáveis de processo e principalmente a composição química influenciam diretamente nesses dois fatores. Manganês e fósforo segregam para o líquido abaixando a linha solidus e diminuem, entre outros fatores, a quantidade de células eutéticas (Metalurgia e Materiais, 1993). Por isso, é recomendável que os teores de fósforo não ultrapassem 0,05% e os teores de manganês 0,2%.

Trudel & Gagné (1997) recomendam para peças em ADI com maiores seções a condição de ligeiramente hipoeutético devido aos problemas gerados na solidificação mais lenta. Teores mais elevados de carbono equivalente podem gerar

flotação de grafita bem como grafitas degeneradas principalmente no centro térmico da peça.

O resfriamento até a transformação eutetóide implica na redução da solubilidade de carbono na austenita e conseqüente crescimento dos nódulos de grafita.

A decomposição da austenita no eutetóide pode ocorrer através (i) da reação eutetóide *estável* (reação ferrítica), na qual ferrita e grafita são os produtos da reação, ou (ii) da reação eutetóide *metaestável* (reação perlítica), que leva a formação de perlita (Vijayaraghavan & Bradley, 1999). Tem sido observado experimentalmente que a reação ferrítica inicia-se ao redor dos nódulos de grafita os quais atuam como fontes dos átomos de carbono rejeitados pela formação da ferrita a partir da austenita (decorrentes da redução de solubilidade sólida). O prosseguimento da reação leva a formação de uma estrutura de nódulos de grafita rodeados por uma casca de ferrita. Com o sucessivo resfriamento, atinge-se a temperatura de metaestabilidade, o que torna a austenita termodinamicamente instável em relação a perlita. A continuação do resfriamento resulta então na nucleação e crescimento da perlita na região austenítica ainda não transformada. Uma vez que a reação perlítica tenha se iniciado, ela ocorre rapidamente (em uma taxa muito superior a da transformação ferrítica) consumindo praticamente toda a austenita restante (Wessen & Svensson, 1993).

3.2 EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO E DO NÚMERO DE NÓDULOS SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS

A microestrutura do fundido é o resultado de uma combinação de fatores, tais como espessura da seção (taxa de resfriamento), teor de elementos de liga e forma de processamento da liga.

Imediatamente após a solidificação, a microestrutura do fundido é constituída por nódulos de grafita em uma matriz austenítica, na qual o número de nódulos por unidade de área depende fortemente da espessura da seção (taxa de resfriamento) e da efetividade da inoculação. À medida que a espessura da seção diminui, o número de nódulos aumenta. Um aumento no teor de inoculação também resultará

em aumento do número de nódulos, além de garantir uma maior nodularidade da grafita e menor tendência à porosidade e a formação de carbonetos.

A inoculação em ferros fundidos consiste na adição de compostos grafitizantes apenas antes do vazamento das peças. Tem por objetivo promover o aumento do grau de nucleação do banho, reduzindo desta forma o super-resfriamento e assim afetando as temperaturas de início e final de solidificação do eutético, a recalescência, o patamar eutético, a grafita formada, a matriz metálica e suas propriedades.

A inoculação pode ser efetuada por diferentes técnicas, sendo que as mais empregadas são (i) a de adição na transferência do metal para a panela de vazamento, (ii) a chamada inoculação no jato, onde o molde é jateado com o inoculante no momento do vazamento, e (iii) a inoculação no próprio molde, onde geralmente são utilizadas pastilhas de inoculante colocadas em pontos estratégicos do sistema de alimentação.

Nos ferros fundidos nodulares (precursores dos ausferríticos) a inoculação possibilita elevar o número de nódulos, aumentar a quantidade de ferrita presente na microestrutura, obter nódulos mais perfeitos e diminuir a tendência à formação de carbonetos. Estes efeitos traduzem-se em melhoria da usinabilidade e das propriedades mecânicas, inclusive resistência ao impacto, redução da contração metálica durante a solidificação, redução na tendência à segregação de elementos de liga e elementos residuais e obtenção de estrutura (e conseqüentemente propriedades) mais homogêneas entre as diversas seções de peças complexas (Santos, 1998 / Torbjorn, 2001).

Um aumento na taxa de resfriamento promove o aumento do super-resfriamento. O número de nódulos e a velocidade de crescimento da fase sólida também aumentam, já que dependem diretamente do grau de super-resfriamento.

A taxa de resfriamento pode ser variada basicamente de três formas:

- alterando a capacidade de extração de calor do molde através da variação da espessura e/ou do material deste;
- variando a temperatura de vazamento, já que a taxa de resfriamento é tanto mais baixa quanto maior for a temperatura de vazamento;
- variando a seção da peça – para uma mesma temperatura de vazamento, a redução da espessura da seção leva ao aumento da taxa de resfriamento (menor

quantidade de calor a ser extraída) e, em decorrência, ao aumento do número de nódulos. É importante destacar que, como a taxa de resfriamento diminui da periferia para o centro da seção, a microestrutura resultante também é função deste fenômeno (Santos, 1989).

Para um mesmo número de nódulos, um aumento na taxa de resfriamento resulta em um aumento na quantidade de perlita; para uma taxa de resfriamento constante, um aumento no número de nódulos resulta na diminuição da quantidade de perlita na matriz.

Este comportamento é decorrente das transformações que se sucedem durante o resfriamento, conforme apontado no item 3.1. Para que haja transformação da austenita em ferrita, o carbono deve se difundir da austenita (região entre nódulos) para a grafita. A taxa de difusão do carbono na matriz austenítica e o tempo em que o metal permanece em condições para que esta difusão se processe são os fatores que determinam a quantidade de perlita e ferrita presentes na matriz. Em um nodular com baixo número de nódulos, as grafitas encontram-se mais espaçadas o que leva ao aumento da distância de difusão e conseqüentemente do tempo necessário para a sua ocorrência.

Os processos de nodularização com adição de magnésio e inoculação devem ser eficientes para a formação de nódulos perfeitos e garantir a quantidade recomendada. Segundo Carmo (2001):

- Para peças acima de 25 mm de espessura:

Número de nódulos 150 nódulos/ mm²

Grau de nodularização 85% no mínimo

- Para peças até de 25 mm de espessura:

Número de nódulos 150 nódulos/ mm²

Grau de nodularização 95% no mínimo

Cabe ressaltar que as propriedades mecânicas e homogeneidade da peça estão intimamente relacionadas com a morfologia da grafita em forma e tamanho, bem como com a distribuição da mesma.

4 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

O tratamento térmico para ferros fundidos nodulares, visando a obtenção do ferro fundido nodular ausferrítico consiste nas três etapas esquematizadas na Figura 4.1:

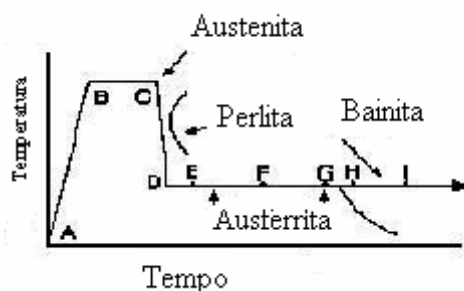


Figura 4.1: Ciclo de tratamento térmico de Austêmpera. Fonte: Morrison, 2000.

- **Primeira etapa:** aquece-se o material (trecho A-B) até uma temperatura na faixa de 840 a 950°C (patamar de B-C), na qual o mesmo deve ser mantido por tempo suficiente para produzir uma matriz totalmente austenítica e homogênea, saturada em carbono. Os nódulos de grafita representam um estoque de carbono e promovem a saturação de carbono através de um processo de difusão. Neste caso, o percurso da difusão será tanto menor quanto maior a quantidade de nódulos, caracterizada pela contagem de nódulos por unidade de área. A quantidade de carbono dissolvido na austenita é determinada pelo tempo e pela temperatura de austenitização.

- **Segunda etapa:** Após a austenitização, resfria-se rapidamente a peça inteira (trecho C-D) até a temperatura de austêmpera na faixa de 230 a 400°C, ou seja, abaixo da temperatura de transformação da perlita e acima da temperatura de transformação da martensita. Podem ser utilizados como meios de resfriamento óleo quente, banho de sal, nevoeiro pulverizado, leite fluidizado ou ar ventilado. Para a escolha do meio de resfriamento analisa-se principalmente a forma geométrica da peça a fim de evitar a formação de outras fases indesejáveis, conforme mostrado na Figura 4.1.

▪ **Terceira etapa:** Manter isotermicamente na temperatura de transformação (trecho D-G), conhecida como janela de processo, para que seja produzida a quantidade de ausferrita desejada, ficando a austenita com um teor de carbono na faixa de 1,8 a 2,2%. Em seguida, resfriar a peça lentamente, ao ar, para evitar tensões internas (Alagarsamy, 1991 e Carmo, 2001).

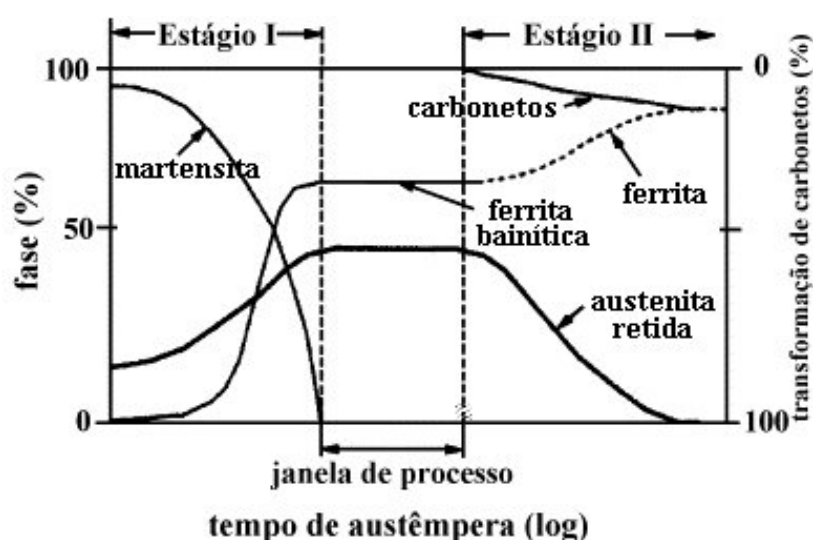


Figura 4.2: Diagrama esquemático de transformação de fase durante a austêmpera. Adaptado de Wu et al., 2002.

4.1 TRANSFORMAÇÕES NO ESTADO SÓLIDO

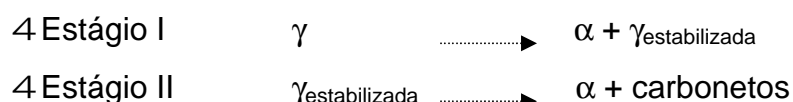
Em razão da alta porcentagem de silício e de carbono, nos ferros fundidos nodulares a austêmpera se processa de forma diferente da que ocorre nos aços convencionais. Nestes, a estrutura gerada é uma mistura de ferrita acicular e de carbonetos, chamada bainita; nos ferros fundidos nodulares obtém-se ferrita acicular em meio a austenita estabilizada com elevado teor de carbono, chamada de ausferrita de acordo com a norma ASTM A 644-92 (1992). O mecanismo de formação da ausferrita é regido pelas variáveis tempo e temperatura, inclusas nas etapas de austenitização e de austêmpera.

Durante a austenitização, a temperatura e o tempo devem ser controlados, pois são fatores que influenciam no teor de carbono em solução na austenita, já que uma parcela do carbono contido na grafita dissolve-se na matriz. Se o tempo de

austenitização for suficientemente longo, o teor de carbono em solução na matriz poderá alcançar o de equilíbrio para a temperatura considerada. O silício, em teores crescentes, ameniza esse efeito, diminuindo a solubilidade máxima do carbono na austenita. A presença de elementos de liga afeta esse efeito, pois os mesmos alteram as posições das regiões de formação dos diferentes produtos de transformação da austenita, deslocando-as para a direita e modificando também as temperaturas em que ocorrem, sendo assim necessários maiores tempos para que essas reações se concretizem (Mi, 1994 / Trudel & Gagné, 1997).

Aumentando a temperatura de austenitização, uma quantidade de austenita estável permanecerá durante a fase inicial do processo de austêmpera. A consequência desse efeito no tratamento de austêmpera é o atraso da transformação bainítica, descrito a seguir, sendo pequeno efeito no tempo necessário à formação da perlita e na diminuição da linha M_i (início da transformação martensítica)

A reação de austêmpera pode ser considerada como uma transformação no estado sólido da austenita e é descrita em dois estágios:



Inicialmente nucleiam-se e crescem plaquetas de ferrita nas interfaces grafita/austenita e nos contornos das células eutéticas, separadas por camadas de austenita cuja estrutura está sendo enriquecida pelo carbono oriundo da formação da ferrita, conforme o esquema mostrado na Figura 4.3 (Javaid, 1995 / Trudel & Gagné, 1997). Nesta etapa não ocorre a precipitação de carbonetos em função do alto teor de silício presente no fundido. Se o tratamento de austêmpera for cessado nesse ponto, a austenita remanescente sofrerá transformação martensítica durante o resfriamento ou poderá transformar-se em martensita por solicitação mecânica, uma vez que o seu teor de carbono é relativamente baixo. A transformação martensítica só é evitada quando da estabilização da austenita, ou seja, quando da sua saturação por carbono. Para tal, o tempo de permanência na temperatura de austêmpera deve ser prolongado de forma que haja o enriquecimento de carbono na austenita como decorrência da continuada transformação ferrítica. O ideal para o ADI, em termos de obtenção de melhores propriedades, é que o tratamento isotérmico seja concluído no primeiro estágio (Warmiling et. al., 1999).

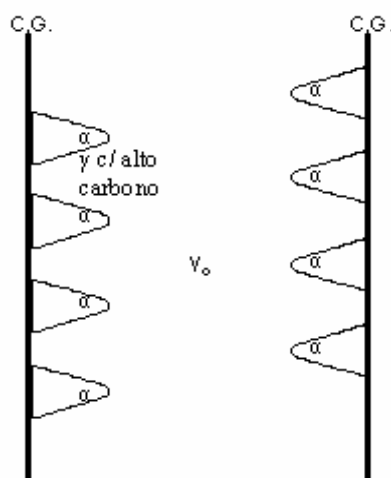


Figura 4.3: Esquema ilustrando a formação dos braços de ferrita (α) originando nos contornos de grão (C.G.), em meio a austenita inicial (γ_0) e regiões de austenita com alto teor de carbono (γ). Adaptado de Trudel & Gagné, 1997.

Por outro lado, se o tempo de manutenção for muito longo, mesmo com a presença do silício, ocorrerá a formação de carbonetos predominantemente na forma de agulhas, nas interfaces austenita/ferrita. Esta precipitação, por sua vez, acarreta na redução do teor de carbono da austenita e sua conseqüente transformação em ferrita. Portanto, desta forma a estrutura ausferrítica passa, no segundo estágio, para transformação bainítica. A matriz resultante, bainita, causa fragilidade nas peças em ADI (Campos-Cambranis, 1998). A Figura 4.4 mostra a presença de carbonetos nodulares precipitados na austenita.

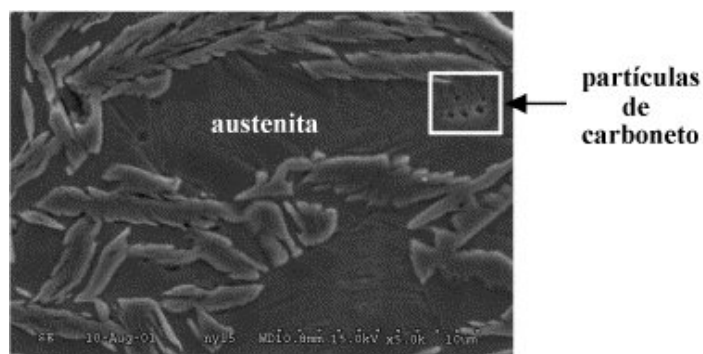


Figura 4.4: Partículas de carbonetos nodulares precipitadas em ADI austemperado a 360 °C por 2 h. Fonte: Wu et al., 2002.

Um retardamento da transformação do segundo estágio é alcançado quando o fundido apresenta elementos de liga na sua composição química (Mi, 1994).

Uma estrutura grosseira ou refinada pode ser adquirida em função da escolha da temperatura do tratamento de austêmpera. Em temperaturas inferiores à 330/350 °C, a ferrita acicular se apresenta de forma fina e em grande quantidade. A difusão do carbono é bastante baixa, resultando assim em plaquetas de ferrita com menos carbono dissolvido. A reação continua formando mais braços de ferrita em todas as direções que se entrelaçam, com a possibilidade ainda de precipitar carbonetos em seu interior se o tempo de manutenção for longo e a austenita apenas na forma residual.

Em temperaturas superiores a 350 °C, a mobilidade dos átomos é maior, favorecendo assim a difusão do carbono para a austenita e o crescimento acentuado das plaquetas de ferrita. Esse fato se reflete em mudanças microestruturais gerando estruturas grosseiras com quantidades bastante elevadas de austenita na matriz final (Algarsamy, 1991 / Trudel & Gagné, 1997). A Figura 4.5 apresenta uma microestrutura típica de ADI austemperado a 360 °C por 2 h. Notem-se as plaquetas de ferrita envolvendo pequenas ilhas de austenita (Wu et al., 2002).

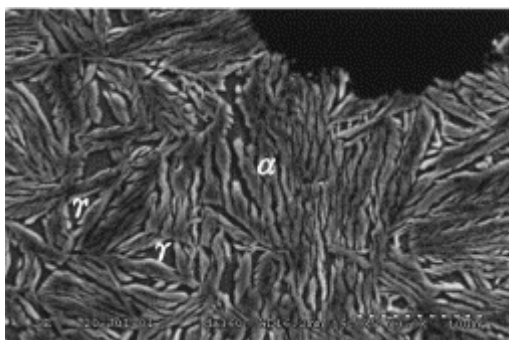


Figura 4.5: Microestrutura típica de ADI austemperado a 360°C por 2 h (α - ferrita; γ - austenita).

4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FUNÇÃO DE PARÂMETROS DO TRATAMENTO TÉRMICO

O controle e a otimização das etapas de tratamento término têm efeito marcante sobre as propriedades peculiares do ADI.

Qualquer alteração na temperatura de austenitização ou de austêmpera será refletida diretamente na resistência a tração, ao escoamento e na dureza. Uma alta temperatura de austêmpera resulta em baixas dureza e resistência mecânica, mas melhora a ductilidade e a tenacidade. Já em baixas temperaturas ocorre o oposto, dureza e resistência ao desgaste mais elevadas, mas perdas na ductilidade e na tenacidade, conforme mostrado na Figura 4.6 (Putatunda & Gadicherla, 1999).

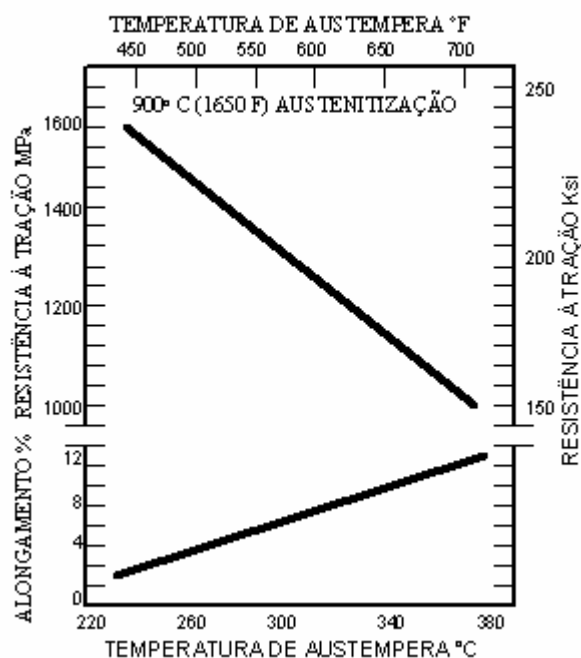


Figura 4.6: Propriedades mecânicas de acordo com a temperatura de transformação da austenitização e austêmpera. Fonte: Sorelmetal, 1990.

4.2.1 Etapa de Austenitização

Segundo Putatunda et. al. (1999), essa etapa vai influenciar na taxa volumétrica de austenita. Quanto maior for a temperatura de austenitização, maior será o tamanho do grão, e conseqüentemente mais largas serão as plaquetas de ferrita. Com base apenas nas microestruturas não é possível constatar precisamente a quantidade de austenita remanescente formada após a reação do primeiro estágio.

Acima de 982 °C não é recomendada a austenitização, pois as propriedades mecânicas diminuem bastante em função da estrutura grosseira formada, dado o aumento da trajetória livre média dos movimentos das discordâncias.

4.2.2 Etapa de Austêmpera

É uma etapa que, por ser a última, leva por vezes erroneamente toda a responsabilidade das propriedades medidas. A estrutura gerada na temperatura que compreende 280 à 400° C em tempos variando de 30 minutos a quatro horas, é certamente o reflexo de todos os parâmetros de fundição e tratamento térmico.

Putatunda et. al. (*idem*), referencia que a escolha da isoterma determinará quantidades de ferrita e de austenita estável diferentes e, conseqüentemente, propriedades peculiares ao ADI. Baixas temperaturas de austêmpera tendem a dar uma peça de alta resistência à tração e dureza, mas alongamento baixo. O oposto é verdadeiro em temperaturas mais altas. A difusão dos átomos a baixas temperaturas é comprometida o que dificulta a formação da austenita com 1,8 a 2,0 % de carbono gerando assim pontos de austenita não estável com o risco de transformação em martensita durante o resfriamento até temperatura ambiente. Em temperaturas mais altas a difusão é facilitada, havendo apenas a necessidade de cessar exatamente no ponto em que termina o primeiro estágio.

4.2.3 Tempo

O tempo deve ser o suficiente para que ocorram as reações desejadas sem que seja alcançado o estágio II. São escassas as referências que estimam o tempo ideal para a produção do ADI, uma vez que são inúmeras as variáveis que afetam

essa etapa conhecida como janela de processo, tais como: composição química, números de nódulos, etapa de austenitização, extração de calor do banho isotérmico entre outros (Jacinto & Magalhães, 2003). A Figura 4.7 apresenta um esquema do efeito do tempo de austêmpera na quantidade de austenita estável e na dureza Brinell do ADI.

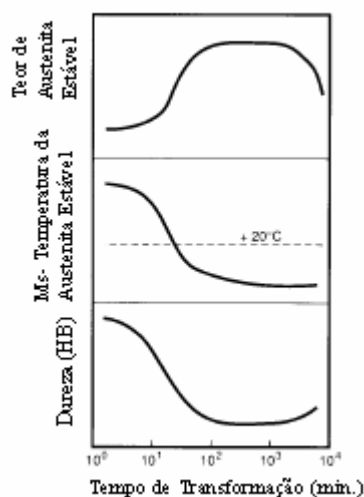


Figura 4.7: Esquema relacionado a quantidade de austenita estável apresentada com linha Ms e dureza Brinell em função do tempo de transformação.

4.3 INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA DO FUNDIDO

É importante salientar também que além do tempo e da temperatura de austêmpera, a composição química do fundido influi significativamente sobre a microestrutura do fundido e sobre a cinética das reações dos estágios I e II, podendo levar a mudanças na microestrutura e/ou nas propriedades dos constituintes microestruturais após tratamento, acarretando assim em mudanças no comportamento mecânico do material.

Segundo o Department of Materials Science & Engineering da Zhejiang University (1995), durante a etapa de austenitização podem ocorrer duas situações:

- 1 - caso a matriz de partida seja ferrítica, a difusão de carbono se faz apenas dos nódulos da grafita para a austenita que está se formando. A consequência deste fato

é uma austenita formada com baixo teor de carbono e, após o tratamento de austêmpera, a porcentagem de austenita retida estável será menor.

2 - se a matriz inicial for perlítica, a difusão do carbono será maior, pois a própria matriz já estará enriquecida por este elemento, gerando assim uma austenita de alto teor de carbono e, como consequência, a fração volumétrica de austenita retida estável após tratamento de austêmpera também será maior. Assim, a adição de elementos de liga perlitizantes leva ao aumento da a fração volumétrica de austenita retida estável, conforme pode ser observado na Figura 4.8.

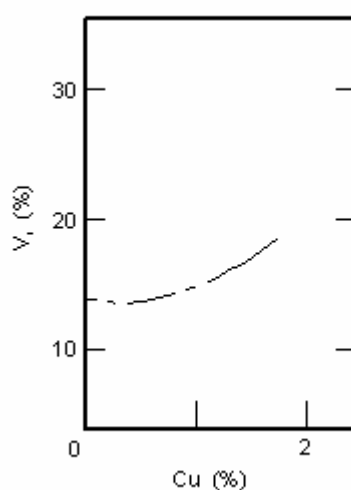


Figura 4.8: Fração de volume de austenita (V), em função do teor de cobre (Cu) presente no ADI.

Na produção do ADI geralmente os elementos de liga são adicionados para aumentar a janela de processo, que é o tempo necessário para concluir o primeiro estágio, afastando o início do segundo e evitando assim transformações indesejáveis (Campos-Cambranis, et. al., 1998).

Outro aspecto a ser considerado é a espessura da peça. Durante o resfriamento têm-se taxas diferentes de extração de calor entre superfície e núcleo, consequentemente microestruturas e propriedades oscilarão também (Trudel & Gagné, 1997 / Putatunda & Gadicherla, 1999 / Morrison, 2000).

4.4 TEMPERABILIDADE x AUSTEMPERABILIDADE

Inúmeras são as variáveis que afetam a transformação da austenita e acabam refletindo na microestrutura obtida e conseqüentemente nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. Dentre elas as mais importantes são: composição química, tratamento térmico e seção da peça. Para peças espessas são necessários cuidados especiais a fim de garantir uma melhor uniformidade microestrutural. A equação 1 apresenta uma correlação entre temperabilidade e austemperabilidade em função da influência dos elementos de liga presentes (Warmiling et. al., 1999)

$$\begin{aligned} Jdp(mm) = & 2,0(T\gamma)^{1/2} + 18,2(Mn) + 25,3(Mo) + 6,0(Cu) + 38,6(Mo.Cu) + 13,6(Mn.Ni) \\ & + 50,9(Mo.Cu.Ni) - 82,2 \end{aligned} \quad \text{Equação (1)}$$

onde,

Jdp = Distancia crítica Jominy (mm)

$T\gamma$ = Temperatura de austenitização ($^{\circ}C$)

5 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química do ADI situa-se na mesma faixa de composição dos ferros fundidos nodulares convencionais, conforme mostrado na Tabela 5.1.

Tabela 5.1: Composição química do ferro fundido nodular base (Trudel & Gagné, 1997).

Elemento Químico	Classe Ferrítica	Classe Perlítica
Carbono	3,00 – 4,00 %	3,00– 4,00%
Silício	1,80 – 3,00%	1,80 – 2,75%
Manganês	0,20% máximo	0,70% máximo*
Fósforo	0,035% máximo	0,05% máximo
Enxofre	0,015% máximo	0,015% máximo

*não se recomenda exceder 0,30% de manganês na classe perlítica, porque o mesmo tem efeito na formação de carbonetos.

Para seções até 12 mm de espessura uma matriz perlítica é alcançada sem adições de elementos perlitizantes; já para peças mais espessas se faz necessária a adição de cobre ou estanho, que são os elementos mais recomendados comercialmente.

O tratamento térmico de austêmpera é facilitado quando o ferro fundido nodular possui a matriz perlítica, pois esta possui um teor de carbono mais elevado quando comparado com a matriz ferrítica, favorecendo assim a dissolução do carbono na austenita.

5.1 EFEITO DO CARBONO EQUIVALENTE

O carbono equivalente é obtido da relação entre carbono, silício e fósforo apresentada na equação 2:

$$\text{Carbono Equivalente (CE)} = \%C + 1/3 (\%Si + \%P) \quad \text{Equação (2)}$$

Na fabricação de ferro fundido nodular para produção do ADI, o teor de fósforo deve ser o mais baixo possível, conforme mostra a Tabela 5.2; portanto, neste caso, o carbono equivalente relaciona especificamente carbono e silício que devem variar de acordo com a espessura da peça (Nadkarni, et. al., 1995).

Tabela 5.2: Porcentagem de carbono e silício no ferro fundido nodular com predominância de matriz perlítica (Trudel e Gagné, 1997).

ESPESSURA (mm)	CARBONO (%)	SILÍCIO (%)	CARBONO EQUIVALENTE
3	3,90	2,9	4,87
6	3,85	2,65	4,73
12	3,70	2,45	4,52
25	3,60	2,35	4,38
50	3,45	2,20	4,18
100	3,40	2,15	4,12

A combinação entre alto ou baixo teores de carbono e de silício é demonstrada no diagrama de Henderson, Figura 5.1, que relaciona os possíveis defeitos a serem gerados quando se trabalha com carbono equivalente fora da faixa recomendada para o ferro fundido nodular convencional.

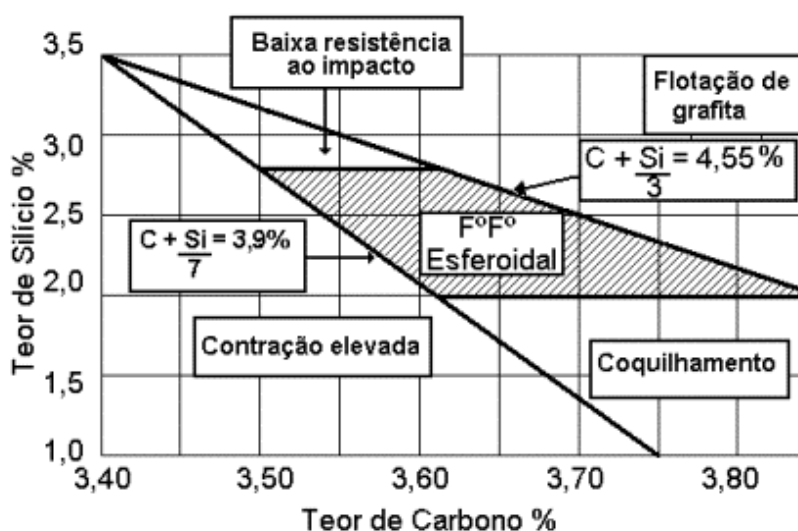


Figura 5.1: Diagrama de Henderson. Fonte: Chiaverini, 1997 e Warmiling et. al. 1999.

Vale lembrar que os valores são apenas um parâmetro que deve ser considerado apenas como uma referência, devido à fusão depender de inúmeros outros fatores além dos dois elementos químicos citados. Os defeitos citados na Figura 5.1, possuem relação direta nas propriedades mecânicas do material, onde o carbono equivalente afeta a contagem de nódulos e a temperabilidade dos ferros fundidos pela formação de martensita e/ou bainita durante o tratamento térmico. Este efeito deve-se a pronunciada tendência grafitizante do silício que já em baixas porcentagens leva a formação de carbonetos indesejáveis para as propriedades do ADI (Trudel & Gagné, 1997).

O silício encontra-se em maior concentração junto as dendritas e próximo à superfície dos nódulos, locais onde a austenita se forma primeiro durante a solidificação. Os dois efeitos mais importantes deste elemento na reação de austêmpera são: diminuir a solubilidade e aumentar a difusão do carbono na austenita, Figura 5.2. Estes dois efeitos promovem a nucleação e o crescimento de ferrita acicular na matriz austenítica. Sendo assim, o silício promove e acelera a reação de austêmpera.

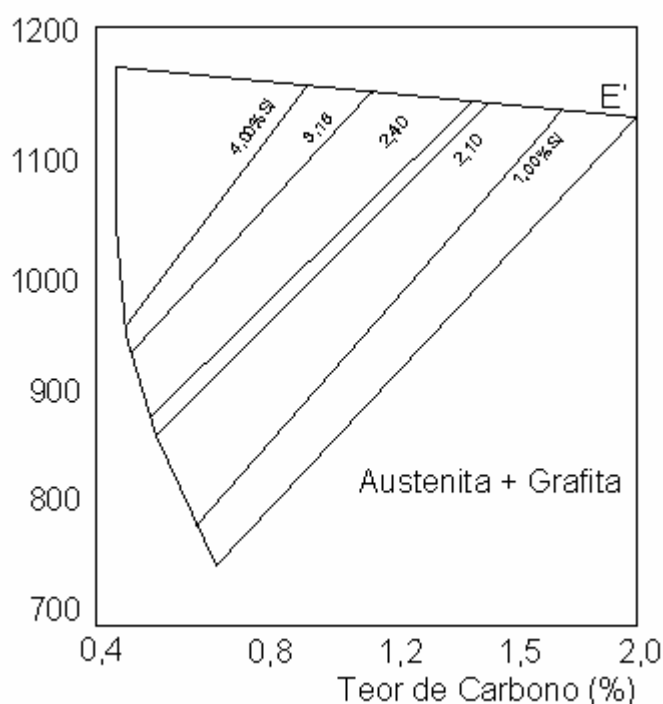


Figura 5.2: Efeito do teor de silício na solubilidade de carbono na austenita. Adaptado de Warmiling et. al., 1999.

Outros aspectos da presença do silício no ferro fundido são: aumenta a temperatura de austenitização e aumenta a resistência mecânica e a dureza da ferrita por solução sólida. Além disso, o silício reduz o volume de austenita estável na matriz ausferrítica, promove a nucleação ferrítica e acelera o crescimento da ferrita na austenita, enquanto inibe a formação de carbonetos durante a reação de austêmpera (Kovacs, 1991 / Javaid, 1995 / Elkem, 1997).

5.2 ELEMENTOS RESIDUAIS

Muitos outros elementos químicos estão presentes no ferro fundido nodular em função de serem inerentes ao processo, oriundos da matéria-prima adicionada. No entanto, podem ser mantidos apenas na forma de elementos residuais conforme mostra a Tabela 5.3.

Tabela 5.3: Elementos químicos residuais presentes na composição química do ferro fundido nodular (ADI Treatment Ltd, 1999 / Carmo, 2000).

ELEMENTOS QUÍMICOS	QUANTIDADE MÁXIMA(%)
Alumínio	0,05
Antimônio	0,002
Arsênico	0,020
Bismuto	0,002
Boro	0,002
Cádmio	0,005
Chumbo	0,002
Selênio	0,030
Telúrio	0,020
Titânio	0,040

5.3 ELEMENTOS DE LIGA

Adições de elementos de liga devem ser feitas quando se trabalha com peças espessas (maior do que $\frac{3}{4}$ de polegada, ou 19mm), para controlar a cinética da reação e assegurar principalmente uma “temperabilidade” total, evitando, por exemplo, a formação da perlita devido ao atraso do resfriamento. Caso contrário, atribuem custos desnecessários ao processo além de prejudicar as propriedades mecânicas do ADI pela formação de fases indesejáveis como carbonetos intercelulares (Zhejiang University, 1995 / Trudel & Gagné, 1997 / ADI Treatment Ltd, 1999).

5.3.1 Manganês

Recomenda-se que o seu limite não exceda 0,30%. O manganês no ferro fundido nodular funciona como elemento de liga, pois não há enxofre para a neutralização do mesmo. Seu efeito é direto na reação de austêmpera, principalmente no primeiro estágio (ver Capítulo 3), estabilizando a austenita e atrasando a nucleação e crescimento da ferrita na austenita.

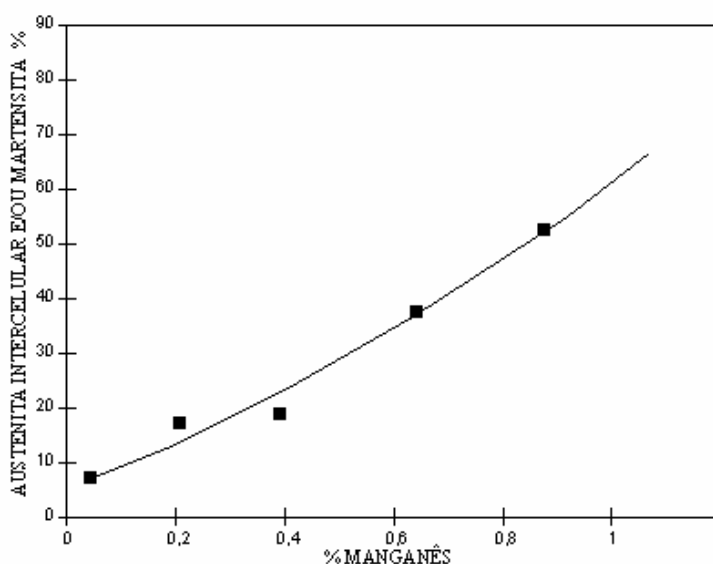


Figura 5.3: Porcentagem de martensita formada em função do aumento do teor de manganês. Fonte: Trudel & Gagné, 1997.

Durante a solidificação o manganês segrega no contorno da célula na forma de carbonetos de ferro-manganês. Esses são pontos frágeis e retardam as transformações na austêmpera gerando assim uma estrutura heterogênea, principalmente em teor de carbono e podendo formar martensita na temperatura ambiente em decorrência de áreas de austenita não transformada, austenita instável. Portanto, aumentando-se o teor de manganês, aumenta-se também a porcentagem de martensita formada, conforme mostrado na Figura 5.3.

Como consequência, as propriedades mecânicas sofrem grandes variações através do fundido. A segregação do manganês varia com espessura da peça.

O manganês aumenta a solubilidade do carbono na austenita, portanto diminui a temperatura de austenitização (Kovacs, 1991 / Javaid, 1995).

5.3.2 Molibdênio

É o elemento de liga mais eficaz para aumentar a temperabilidade do ADI. Mas, em contrapartida, tem efeito similar ao do manganês na formação de carbonetos, finos e estáveis junto aos contornos de célula, que prejudicam sensivelmente as propriedades mecânicas, principalmente a ductilidade do material.

O molibdênio aumenta a temperatura de austenitização, pois reduz a solubilidade do carbono e atrasa a reação de austêmpera no segundo estágio da austêmpera, reação bainítica. Este elemento pode causar reação não uniforme, especialmente quando a temperatura de austenitização e o teor de carbono na matriz são altos. Alta concentração de molibdênio causa a presença de grande quantidade de austenita não estabilizada. Esta austenita se transforma em martensita durante o resfriamento, uma vez que a linha M_s estará acima da temperatura ambiente, ou então quando sob tensão, como durante uma operação de usinagem (Kovacs, 1991 / Mi, 1994).

Em função dos efeitos nocivos acima descritos, o teor de molibdênio não deve exceder 0,3% quando o requisito “temperabilidade” é requerido em seções espessas. Caso este teor seja insuficiente para promover a temperabilidade requerida, utilizam-se, de forma combinada, outros elementos de liga como cobre ou níquel (ADI Treatment Ltd, 1999).

Em fundidos espessos, no entanto, a contagem de nódulos é usualmente baixa e o grau de segregação é, portanto, alto. Nestes fundidos com adição de molibdênio, deve-se ter atenção especial em relação à inoculação e a temperatura de vazamento para promover alta contagem de nódulos (Warmiling et. al., 1999).

5.4 Cobre

O cobre tem uma ação grafitizante moderada na reação eutética e perlitizante na reação eutetóide, e por esse motivo pode ser usado como substituto parcial do silício para minimizar a tendência à formação de carbonetos eutéticos sem promover a ferrita livre (seu poder é cerca de $\frac{1}{4}$ daquele exibido pelo silício) (Bcira, 1982).

O efeito grafitizante se deve a um aumento no intervalo entre as temperaturas dos eutéticos estável e metaestável. Já o efeito perlitizante é decorrente do fato do cobre dificultar a difusão do carbono na austenita: ele age na interface da grafita/metalo como segregação impedindo a difusão do carbono para o nódulo, gerando assim uma matriz perlítica (Kovacs, 1991).

No tratamento térmico, sua ação sobre a “temperabilidade” é bem inferior a do manganês e a do molibdênio, mas possui as vantagens de não ser formador de carbonetos e, principalmente, ter custo inferior ao dos elementos citados. Sua presença leva a necessidade de um tempo maior para que ocorra a transferência do carbono do nódulo para a austenita durante a austenitização (Trudel & Gagné, 1997).

No tratamento de austêmpera o cobre não retarda as transformações do estado sólido para a formação do ADI.

Limita-se o teor de cobre em 0,8% pois teores superiores tendem a diminuir as propriedades mecânicas, uma vez que ultrapassado seu limite de solubilidade precipita-se na forma de partículas metálicas de cobre puro. Pode ser usado simultaneamente com o níquel (Mi, 1994 / ADI Treatment Ltd, 1999).

5.4.1 Níquel

Em função da solubilidade limitada, o cobre é convenientemente substituído pelo níquel. Ambos possuem o mesmo efeito grafitizante.

O níquel segrega na interface matriz/grafita, mas não diminui a difusão do carbono na austenita.

No tratamento térmico, não altera o tempo ou a temperatura de austenitização, nem a nucleação da ferrita, apenas retarda um pouco a reação do segundo estágio, reação bainítica.

Nas propriedades mecânicas o níquel decresce levemente a resistência à tração e a tensão de escoamento (Warmiling et. al., 1999).

Normalmente sua concentração fica entre 0,10 a 2,0% (ADI Treatment Ltd, 1999).

5.4.2 Estanho

O estanho é usado como formador da perlita, principalmente no estado bruto de fusão. Sua influência como agente perlitizante é aproximadamente dez vezes a do cobre e seis vezes a do cromo (Kovacs, 1991).

O estanho fica alojado na superfície do nódulo e desta forma prejudica a difusão do carbono, evitando a formação da ferrita. Em quantidades limitadas não promove segregações. Já em excesso, acima de 0,02%, pode segregar para regiões intercelulares, onde se formam filmes de carbonetos, finos e difíceis de observar, tendo um efeito danoso nas propriedades mecânicas. É essencial um monitoramento cuidadoso dos teores residuais de estanho para evitar estes efeitos deletérios, principalmente na degeneração da grafita e na conseqüente diminuição das propriedades mecânicas, onde o alongamento é o mais afetado (ADI Treatment Ltd, 1999)

5.4.3 Cromo

O cromo possui efeito similar ao do manganês e ao do molibdênio: excelente formador de carbonetos no contorno das células. Também é considerado um

elemento perlitizante, dificultando a formação da ferrita mesmo em resfriamentos mais lentos.

Os carbonetos formados são de difícil solubilização no tratamento térmico, requerendo tempos maiores.

Concentrações de cromo até 0,1% não prejudicam as propriedades mecânicas, mas em maiores teores aumenta a dureza, diminui a tenacidade e a resistência a tração (ADI Treatment Ltd, 1999 / Warmiling et. al., 1999).

6 CLASSES DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUTEMPERADO

Até o presente momento não foi estabelecida nenhuma norma técnica para especificar o ferro fundido nodular austemperado, apenas algumas propostas de classes, visando facilitar uma discussão melhor do material em termos de propriedades mecânicas. Algumas dessas propostas são apresentadas nas Tabelas 6.1 e 6.2

Tabela 6.1: Classes Propostas para Ferro Nodular Austemperado.
Fontes: Keighley Laboratories, 2002 e T.H. Dick & Co Ltd, 2003.

Classes Propostas	TR. mín. MPa	TE. 0,2% mín. MPa	Alongamento %	Características
--------------------------	-------------------------	----------------------------------	--------------------------	------------------------

Classes Propostas nos EUA

ADI 1	862	586	10 mín.	Alta ductilidade aliada a boa resistência
ADI 2	1034	689	7 mín.	Classe intermediária
ADI 3	1207	827	4 mín.	Alta resistência com baixa ductilidade
ADI4	1379	965	2 mín	Altíssima resistência, baixa ductilidade

Classes Georg Fisher

GF 90	850	600	5-12	Alta ductilidade aliada a boa resistência
GF 120	1200	950	2-5	Alta resistência com baixa ductilidade
GF 140	1400	1200	1-2	Altíssima resistência, baixa ductilidade
GF 100	1000	-	-	Resistente ao desgaste, resistência mecânica intermediária

Classes Propostas pela BCIRA

ADI 950/6	950	697	6 mín.	Alta ductilidade aliada a boa resistência
ADI 1050/3	1050	792	3 mín.	Classe intermediária
ADI 1200/1	1200	947	1 mín.	Alta resistência com baixa ductilidade

A ASTM tem cinco classes de ADI normalizadas. Estas classes são descritas por duas normas ASTM: A897-90 e A897M-90. Na primeira, as propriedades são listadas em unidades inglesas; na segunda, em unidades métricas.

A Tabela 6.2 mostra as classes segundo a norma ASTM 897M-90.

Tabela 6.2: Classes ASTM para Ferro Nodular Austemperado (ASTM 897M-90).
Fonte: Sorelmetal, 2002.

Classe	TR. MPa	TE. MPa	Alongamento (%)*	Energia de Impacto (J)**	Dureza (BHN)
1	850	550	10	100	269-321
2	1050	700	7	80	302-363
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	1	35	388-477
5	1600	1300	—	—	444-555

* valores mínimos

** barras Charpy sem entalhe testadas a 22 ± 4 °C

7 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

7.1 ESTRATÉGIA DOS EXPERIMENTOS

A estratégia adotada para a execução dos experimentos considerou a produção de corpos de prova de uma e de duas polegadas em ferro fundido nodular (i) de classe inicial 420-12 convencional e (ii) e com a adição de 0,3, 0,7 e 1,0% de cobre, que foram posteriormente tratados termicamente pelo processo de austêmpera (áreas úteis provenientes dos blocos Y). Os principais objetivos foram avaliar a influência do elemento de liga cobre na austemperabilidade do ferro fundido nodular bem como nas propriedades mecânicas alcançadas para uma mesma condição de composição química base, de parâmetros de fusão e de tratamento térmico.

Ainda, como objetivos complementares e suplementares, buscou-se (a) avaliar a influência da seção na solidificação do ferro fundido nodular em termos do grau de nodularização, números de nódulos e matriz inicial, e (b) correlacionar a microestrutura obtida após tratamento isotérmico com as propriedades medidas: perfil de dureza Brinell, resistência a tração e ao escoamento.

Os procedimentos específicos de cada item anterior são descritos a seguir.

7.2 MATERIAIS E MÉTODOS

7.2.1 Moldagem

Foram feitos dois modelos em madeira no formato de bloco Y, conforme mostrado na Figura 7.1, correspondendo as espessuras de uma e de duas polegadas, segundo a norma EM 1563:97. As dimensões encontram-se especificadas na Tabela 7.1.

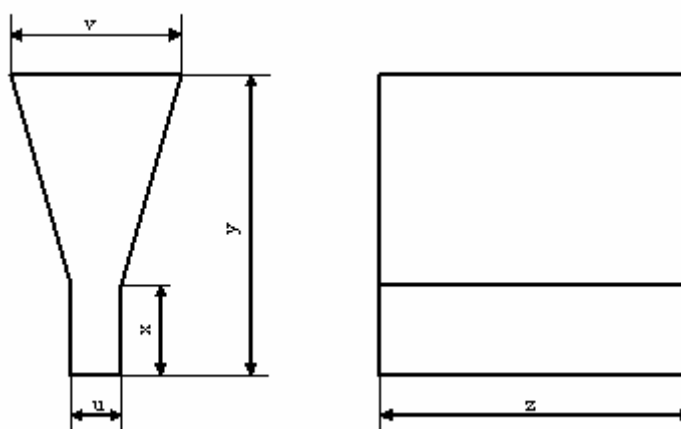


Figura 7.1: Bloco Y usado para a produção dos fundidos dos quais foram retirados os corpos de prova.

Tabela 7.1: Dimensão dos blocos Y, segundo norma EM 1563:97.
Fonte: European Standard, 1997.

DIMENSÕES	TIPO I	TIPO II
u	12,5	25
v	40	55
x	25	40
y	135	140
z	Valor variável	

Os moldes foram feitos pelo processo de cura a frio fenólico uretânico, usando areia, resina parte 1 (resina fenólica dissolvida em solventes orgânicos, na proporção de 0,6% sobre o peso da areia), resina parte 2 (resina isocianato, na mesma proporção da resina parte 1) e catalisador piridina (na proporção de 0,5% sobre o peso da resina parte 1). Foi adicionado o catalisador à resina 1 e, então, misturados à areia. Em seguida, adicionou-se a resina 2 na mistura. Para fazer a homogeneização, utilizou-se um misturador mecânico.

7.2.2 Fusão

Para a fusão da liga foi utilizado um forno elétrico a indução, de média frequência, com capacidade para 300 kg e com refratário ácido. A carga metálica foi constituída conforme a planilha do cálculo de carga que encontra-se no Anexo 1. O metal foi aquecido a 1520°C e basculado para a panela vazamento onde foi pesado antes da transferência para a panela de nodularização.

O processo de nodularização empregado foi o “Tampa Intermediária”. A liga nodularizante usado foi FeSiMg (Si=44,5%; Mg=5,4%; Ca=1,09%; Al=0,77%; TR=1,07%) com granulometria na faixa de 6 a 12mm. Adicionou-se 1,6% de liga nodularizante sobre o peso do metal líquido. A capacidade da panela de nodularização foi de 60kg.

A inoculação foi realizada na passagem do metal da panela de nodularização para a panela de vazamento, com 0,6% de FeSi75 Ca BEARING (Si=74,66%; Ca=1,05%; Al=0,72%min.), granulometria 0,6 à 3mm.

As adições de cobre eletrolítico na forma de fios (0,0, 0,3, 0,7 e 1,0%), foram feitas no fundo da panela de vazamento. Após os tratamentos e adições, o metal foi vazado nos moldes blocos Y, com as devidas medições de temperatura do metal durante a entrada nos moldes. As temperaturas utilizadas encontram-se na Tabela 7.2.

Tabela 7.2: Valores de temperatura de vazamento para cada porcentagem do elemento de liga cobre.

ADIÇÕES DE COBRE (%)	TEMPERATURA (°C)
0,0	1470
0,3	1415
0,7	1381
1,0	1368

O tempo total utilizado da saída do metal do forno até a entrada no molde foi aproximadamente de um minuto e trinta segundos.

Para controle da composição química vazaram-se moedas coquilhadas, duas para cada condição de adição do elemento de liga.

7.2.3 Análise Química

A composição química foi obtida a partir das moedas coquilhadas, as quais foram retificadas com a finalidade de remover as impurezas superficiais e obter superfície plana. Para a análise química utilizou-se um Espectômetro de Emissão Ótica, marca SPECTROLAB, fazendo-se três queimas por amostra, em regiões distintas. O carbono foi também, analisado através do método gasométrico no Determinador de Carbono, série 30037/66.

7.2.4 Corte dos Blocos Y

Os blocos Y foram cortados segundo o esquema mostrado na Figura 7.2, com o objetivo de separar o massalote da área útil. Nessa etapa foi utilizado uma serra mecânica. O corte foi realizado antes do tratamento térmico.

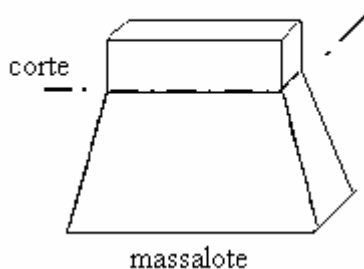


Figura 7.2: Esquema do corte feito no bloco Y.

7.2.5 Tratamento Térmico de Austêmpera

O ciclo de tratamento térmico foi constituído dos seguintes passos:

- Amarrações e identificação dos corpos de prova com arame recozido;
- Pré-aquecimento a 450°C durante 1 hora. O pré-aquecimento foi realizado em uma pré-câmara acoplada ao forno de austenitização.

- c) Austenitização a 900°C, sendo o tempo de 1 hora mais 1 hora por 25mm (1 polegada), em banho de sal fundido, num forno com aquecimento por queima de óleo diesel com controle de temperatura computadorizado.
- d) Austêmpera a 340°C, sendo o tempo de manutenção de 1 hora. A austêmpera foi realizada em banho de sal fundido, num forno com aquecimento por resistência elétrica com resfriamento posterior dos corpos de prova ao ar.
- e) Limpeza dos corpos de prova em água quente, água fria, água acidulada (HCl), água com cal e água limpa.

7.2.6 Obtenção dos Corpos de Prova para o Ensaio de Tração, Perfil de Dureza e Metalografia

Após o tratamento térmico de austêmpera, através de cortadeira elétrica de uso comum em preparação metalográfica, obtiveram-se as amostras esquematizadas na Figura 7.3. Destas foram confeccionados os corpos de prova para os ensaios de tração e dureza, bem como para a caracterização microestrutural.

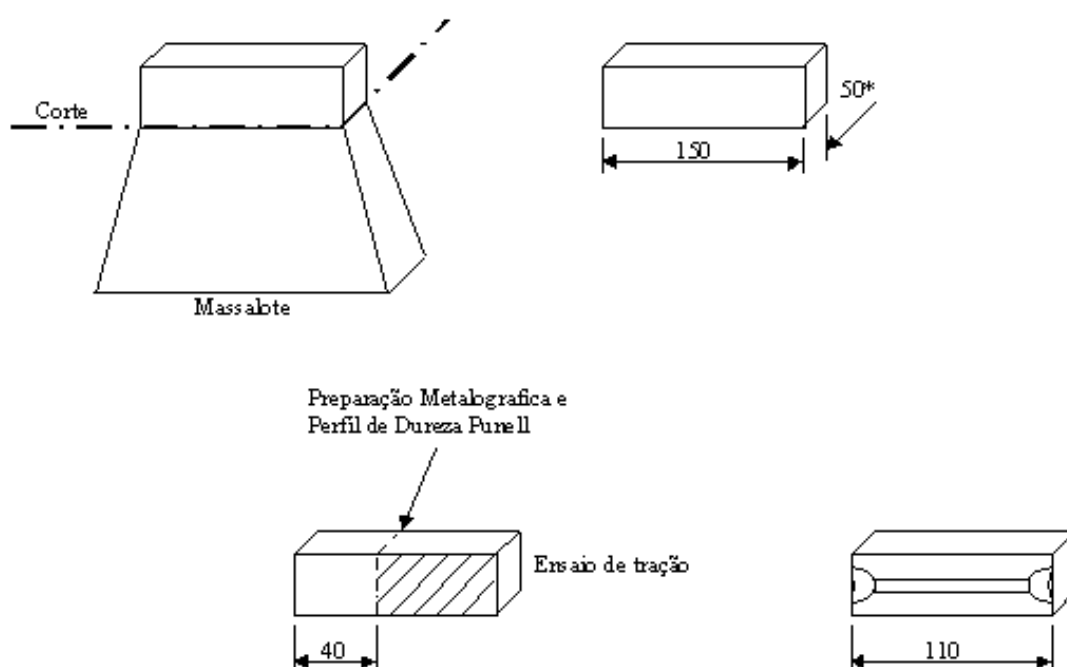


Figura 7.3: Esquema de obtenção das amostras para a realização dos ensaios mecânicos e análise metalográfica (*25 mm).

7.2.7 Confeção dos Corpos de Prova para o Ensaio de Tração

Foram usinados da área útil do blocos Y, (amostras esquematizadas na Figura 7.3), corpos de prova para o ensaio de tração. As dimensões utilizadas foram: diâmetro útil de 10 mm com rosca de fixação M20 e comprimento útil de 100 mm, segundo a norma DIN 50 125.

7.2.8 Preparação Metalográfica

A preparação metalográfica das amostras retiradas da área útil do blocos Y, Figura 6.3, a uma profundidade de 40 mm, seguiu o seguinte procedimento:

- a) lixamento com lixas 120, 320, 600 e 1000 mesh, respectivamente;
- b) polimento em pasta de diamante com granulometria de 3 μ m durante 3 minutos, utilizando prato de polimento para ferro fundido e álcool absoluto como solvente;
- c) ataque químico com Nital 4%, seguido de secagem com álcool.

7.2.9 Ensaios Mecânicos

7.2.9.1 Ensaio de Dureza - Perfil de Dureza Brinell

Utilizou-se um durômetro Worlper, série BK300a, com penetrador de esfera de aço temperado de 2,5mm e carga de 187,5 kgf, conforme norma NBR NM 187-1. As medições foram feitas da superfície até o núcleo da peça.

7.2.9.2 Ensaio de Tração

Foram realizados os ensaios de tração, conforme norma NBR 6152 – materiais metálicos – determinação das propriedades mecânicas, na máquina Wolpert, modelo 20TUZ745, equipada com célula de carga com capacidade de 20.000kg, a uma velocidade de deslocamento de 10,0 mm/min.

7.2.9.3 Análise Metalográfica

Para a análise da microestrutura do material utilizou-se um microscópio Metallux (Leitz) com capacidade de até 1000X de aumento. A determinação das fases presentes foi feita com o auxílio de um reticulado de fase de 100 pontos. Foram realizados simultaneamente a contagem do número de nódulos por área (norma NBR 6916) e determinado o grau de nodularização (norma ASTM A -247), bem como foram caracterizados a forma, o tamanho e a presença de defeitos da grafita.

O número de nódulos/mm² e o grau de nodularização foram determinados nos corpos de prova utilizados para o perfil de dureza, a meio raio. Para as amostras com seção de duas polegadas foi realizada uma segunda determinação após a ruptura no ensaio de tração, exatamente na área útil do corpo de prova.

As microfotografias foram obtidas em banco metalográfico Panphot (Leitz), com capacidade de até 1600x de aumento.

8 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Após realizada a fusão, o ciclo de tratamento térmico de austêmpera e os ensaios previstos, procedeu-se a avaliação das propriedades e do comportamento do cobre na austemperabilidade das seções de uma e de duas polegadas. Este capítulo apresenta e discute os resultados de todos os experimentos realizados, a partir da preparação da liga.

8.1 ANÁLISE QUÍMICA

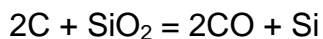
Objetivando-se a determinação da composição química dos materiais austemperados, procedeu-se a análise química que forneceu os valores contidos na Tabela 8.1.

Tabela 8.1: Composição Química do Ferro Fundido Nodular Austemperado com ou sem adição do elemento de liga cobre, obtida através de ensaio de espectroscopia.

%C	%Si	CE	%Mn	%P	%S	%Mg	%Cu
3.50	2.42	4.22	0.17	0.052	0.007	0.039	0.00
3.50	2.30	4.28	0.19	0.049	0.008	0.035	0.30
3.50	2.30	4.28	0.19	0.051	0.007	0.037	0.64
3.45	2.34	4.29	0.18	0.049	0.008	0.035	0.95

Analisando-se os dados contidos na Tabela 8.1 verifica-se que o material se encontra levemente hipoeutético, havendo assim uma leve discrepância com o valor estimado no cálculo de carga (Anexo 1). Tal discrepância pode estar relacionada com o tempo de permanência do metal no forno, de onde foram primeiramente retiradas cinco placas de metal líquido para adições de níquel e após, as respectivas adições de cobre. De acordo com o fornecedor Lafarge Refractories (2000), isso pode ocorrer em função de uma reação de equilíbrio que ocorre no

interior do forno, entre o carbono do metal e o refratário a base de sílica, que é função da temperatura de vazamento e pode ser descrita como:



Essa reação é indesejável (1) porque reduz o teor de carbono do metal pela transformação em gás monóxido de carbono e (2) pelo desgaste gradativo do refratário do forno.

Embora os resultados da análise química não tenham coincidido com o esperado, os mesmos encontram-se em concordância com os valores sugeridos para peças de maior seção (Trudel & Gagné, 1997). Cabe ressaltar ainda que o carbono também é considerado um elemento de segregação positiva, para o líquido. Já o silício apresenta segregação maior no sólido e o cobre na interface austenita/grafita.

8.2 CLASSE OBTIDA NO ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO PARA SEÇÃO DE UMA E DE DUAS POLEGADAS

Através dos valores obtidos no ensaio de tração, Tabela 8.2, determinaram-se as classes dos materiais no estado bruto de fundição.

Tabela 8.2: Valores obtidos no ensaio de tração para o estado bruto de fundição, amostras sem adição do elemento de liga cobre.

CONDIÇÃO DA AMOSTRA	LIMITE DE ESCOAMENTO (N/mm ²)	LIMITE DE RUPTURA (N/mm ²)	ALONGAMENTO (%)	CLASSE (N/mm ²)
Uma polegada	328	489	15	450-15
Duas polegadas	339	497	12	450-10

Para a seção de uma polegada foi encontrada uma quantidade de aproximadamente 10% de perlita e 90% ferrita, conforme mostra a Figura 8.1.

Características bastante semelhantes foram encontradas para o corpo de prova de duas polegadas, conforme mostra a Figura 8.2.

8.3 NÚMERO DE NÓDULOS POR ÁREA E GRAU DE NODULARIZAÇÃO

A determinação do número de nódulos/mm² e o grau de nodularização estão apresentados nas Figuras 8.3, 8.4 e 8.5.

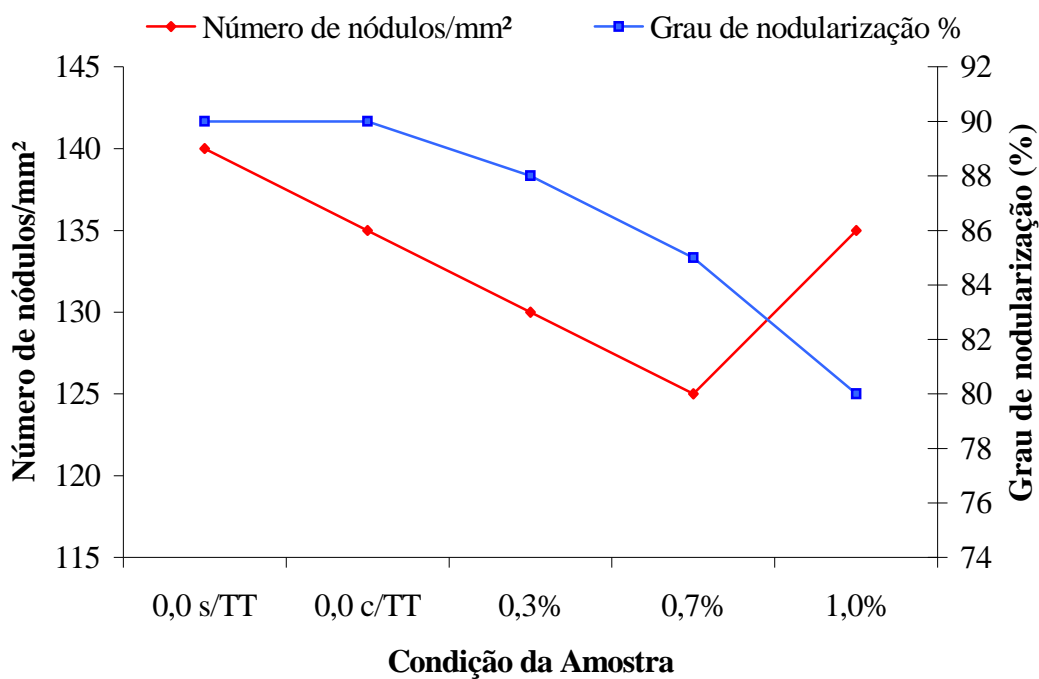


Figura 8.3: Números de nódulos/ mm² e grau de nodularização determinados a meio raio nos corpos de prova de uma polegada utilizados para o perfil de dureza Brinell.

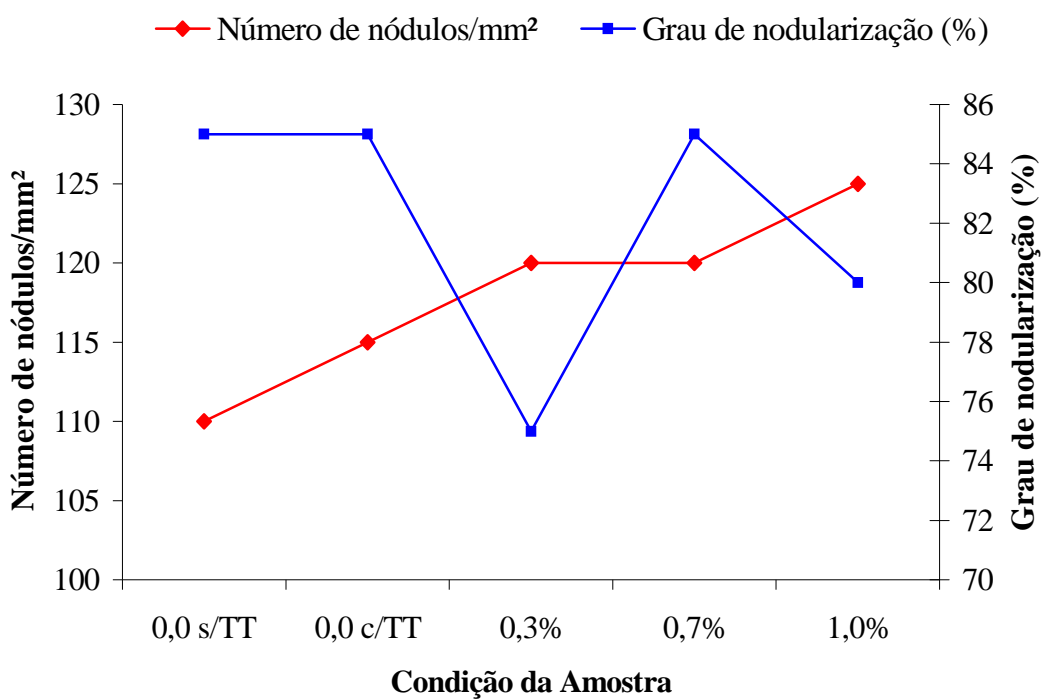


Figura 8.4: Números de nódulos/ mm^2 e grau de nodularização determinados a meio raio nos corpos de prova de duas polegadas utilizados para o perfil de dureza Brinell.

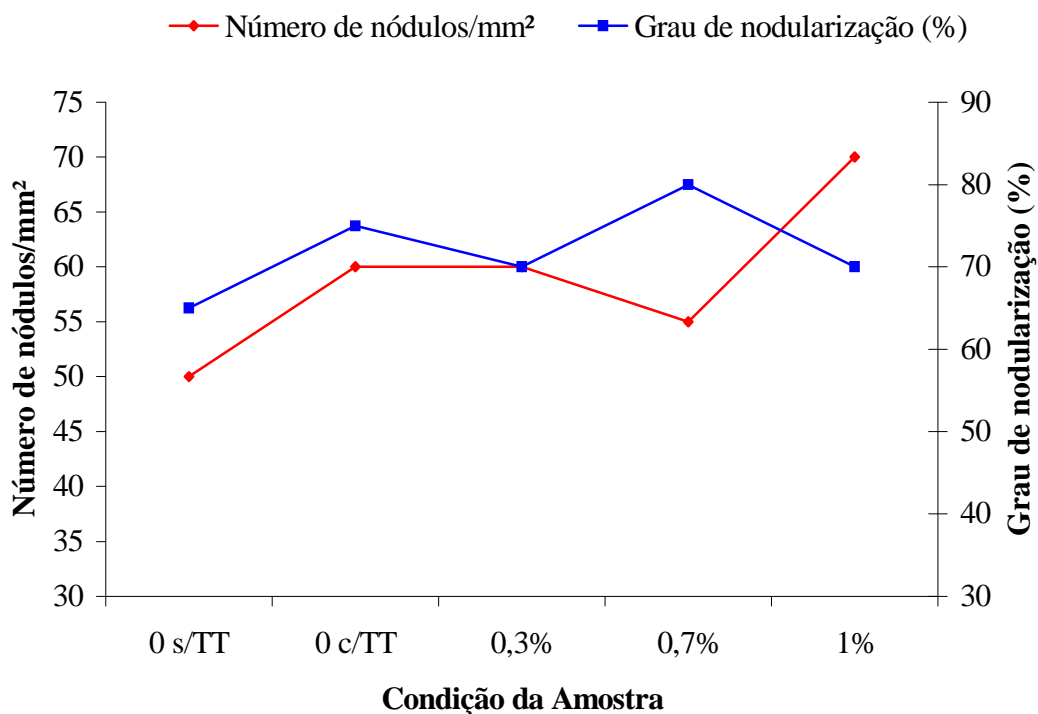


Figura 8.5: Números de nódulos/ mm^2 e grau de nodularização determinados na área útil dos corpos de prova de duas polegadas, após o ensaio de tração.

Conforme os valores de referência contidos no capítulo 3, o grau de nodularização e o número de nódulos por área se apresentaram inferiores ao recomendado.

De acordo com (Carmo, 2001), estas características inferem diretamente sobre as propriedades mecânicas do material ausferrítico obtido após o tratamento de austêmpera. A Figura 8.6 mostra este efeito.

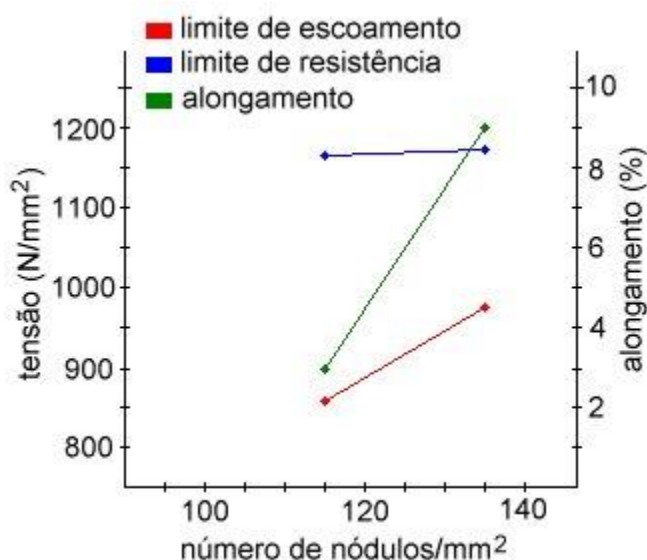


Figura 8.6: Limite de escoamento, limite de resistência e alongamento em função do número de nódulos/mm². Dados referentes a condição tratado termicamente e sem adição de cobre.

A ineficiência do tratamento de inoculação contribuiu para o baixo grau de nucleação, ajudou na forma degenerada da grafita e na pouca quantidade de nódulos. Diversos autores e/ou fabricantes (Elkem ASA, 1997 / Elkem ASA, 1998 / Lerner et al., 1999) recomendam para seções espessas (1) a adição de inoculante que contenha bismuto, bário e terras raras (cério, p. ex.) em sua composição química, pois estes retardam a fadiga gerando assim nódulos mais perfeitos, principalmente em baixo carbono equivalente; ou (2) a utilização da técnica de inoculação além da panela, no molde. Também há fundições que utilizam (3) 0,2 a 1,5% de carvão de silício na carga do ferro fundido nodular (Lerner et al., 1999).

Nas considerações feitas por Lerner et al. (1999) sobre a inoculação em ferro fundido, a faixa de inoculante recomendada é de 0,2 a 0,3% para as classes perlíticas, 0,3 a 0,5 para as classes ferríticas e 0,4 a 0,6 para fundidos com paredes

finas. No presente experimento especificou-se uma porcentagem de 0,6% de inoculante em virtude da qualidade do mesmo.

Vale ressaltar que nos ferros fundidos nodulares o processo de nodularização além de ser o responsável pelo crescimento esférico da grafita (pela remoção dos óxidos e sulfetos), também é o encarregado de gerar os substratos suficientes para a inoculação (Elkem, Technical Information 7-1997 / 9-1997 / 20-1998 / 23-2001 / Fundição e Serviços, 1998). De acordo a empresa Elkem (1997), as microinclusões de sulfeto de magnésio, óxido de magnésio e silicatos gerados pelo processo de nodularização, não são eficientes para a formação de locais de nucleação de grafita porque a energia de barreira entre núcleo/grafita é bastante alta. Para tanto se faz necessário a adição de outros elementos que apenas modifiquem as estruturas já existentes de forma a baixar a energia núcleo/grafita e conseqüentemente tornar efetiva a nucleação. Esses elementos modificadores são encontrados na inoculação e alguns dos produtos formados podem ser os silicatos hexagonais a base de cálcio e alumínio, CaSiO_3 e $\text{CaAl}_2\text{SiO}_8$, ou outros silicatos se o inoculante contiver bário ou estrôncio.

De acordo com a análise química, Tabela 7.1, o teor de magnésio poderia ser mais elevado. Apesar de estar na faixa recomendada, um valor mais elevado auxiliaria na efetividade da inoculação.

8.4 EFEITO DO COBRE NA AUSTEMPERABILIDADE DO FERRO FUNDIDO NODULAR DE SEÇÃO UMA E DUAS POLEGADAS

Foram realizadas análises micrográficas e macrográficas em todos os corpos de prova de uma e de duas polegadas, com variação do teor de cobre em 0,0, 0,3, 0,7 e 1,0% (valores arredondados, considerando o contido na Tabela 8.1) para uma mesma condição de produção, tanto no estado bruto quanto após tratamento térmico. O objetivo desta etapa foi verificar o efeito do elemento de liga na austêmpera em duas seções diferentes e posteriormente associá-lo com as propriedades mecânicas medidas: tração, dureza Brinell e alongamento.

Utilizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV) para melhor caracterizar algumas regiões. Na microscopia ótica optou-se por fotografar e analisar as amostras segundo a seqüência de fotografias:

- a) superfície, ampliação de 100x
- b) superfície, ampliação de 500x
- c) meio raio, ampliação de 100x
- d) meio raio, ampliação de 500x
- e) núcleo, ampliação de 100x
- f) núcleo, ampliação de 500x
- g) núcleo do corpo de prova de tração, ampliação de 100x

Corpo de prova de uma polegada sem elemento de liga (Figura 8.7):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a presença de poucas regiões isoladas de perlita em meio a ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra mais colônias de perlita na ausferrita.

Corpo de prova de uma polegada com adição de 0,3% de cobre (Figura 8.8):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a presença de poucas regiões isoladas de perlita em meio a ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra área de perlita na ausferrita, em menor quantidade que a verificada no corpo de prova sem elemento de liga.

Corpo de prova de uma polegada com adição de 0,7% de cobre (Figura 8.9):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a presença de raras regiões isoladas de perlita em meio a ausferrita.

- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra área de perlita na ausferrita, em menor quantidade que a verificada no corpo de prova com 0,3% de cobre.

Corpo de prova de uma polegada com adição de 1,0% de cobre (Figura 8.10):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra raras áreas de perlita na ausferrita, em menor quantidade que a verificada nos corpos de prova anteriores.

Corpo de prova de duas polegadas sem elemento de liga (Figura 8.11):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra numerosas áreas de perlita em meio a ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra somente a presença da perlita.
- Núcleo do corpo de prova de tração (*fotos g*): mostra somente a presença da perlita.

Corpo de prova de duas polegadas com adição de 0,3% de cobre (Figura 8.12):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a presença da perlita em grande quantidade, porém inferior à apresentada pelas amostras sem elemento de liga.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra área de perlita e traços mínimos de ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova de tração (*fotos g*): mostra somente a presença da perlita.

Corpo de prova de duas polegadas com adição de 0,7% de cobre (Figura 8.13):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.
- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a presença regiões isoladas de perlita em meio a ausferrita, em menor quantidade se comparado com as amostras contendo 0,3% Cu.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra colônias de perlita na ausferrita.
- Núcleo do corpo de prova de tração (*fotos g*): mostra a presença da ausferrita e colônias de perlita.

Corpo de prova de duas polegadas com adição de 1,0% de cobre (Figura 8.14):

- Superfície do corpo de prova (*fotos a e b*): mostra a matriz duplex constituída de austenita estável e agulhas de ferrita na presença de nódulos de grafita.

- Meio raio do corpo de prova (*fotos c e d*): mostra a ausferrita, com poucas áreas de perlita.
- Núcleo do corpo de prova (*fotos e e f*): mostra raras área de perlita na ausferrita, em bem menor quantidade se comparado com as amostras anteriores.
- Núcleo do corpo de prova de tração (*fotos g*): mostra a presença da ausferrita e poucas áreas de perlita.

Para seções de 25 e 50 mm há a necessidade da adição de um elemento que aumente a temperabilidade do material, a fim de evitar a formação de fases indesejáveis que afetem sobre as propriedades mecânicas e o desempenho do material, conforme anteriormente visto no Capítulo 5.

Conforme pôde ser observado nas microfotografias, verificou-se a eficiência do cobre em diminuir a concentração da perlita no material. Diversos autores (Lin et al., 1994 e Trudel & Gagné, 1997) indicam o uso simultâneo de cobre e níquel, uma vez que estes quando comparados com outros elementos de liga (molibdênio e manganês, p. ex.) não segregam nos contornos das células de forma a dificultar o tratamento térmico. É importante observar que a escolha do elemento de liga deve levar em conta não apenas o fato deste influir sobre a temperabilidade do material, mas também seu efeito sobre a estabilização da austenita que, se muito retardada, pode resultar em martensita depois do resfriamento.

Para as variações de seção deste estudo (uma e duas polegadas), foi possível observar as seguintes variações microestruturais e macroestruturais:

Amostras de uma polegada:

Na análise macrográfica não ficou evidenciado o efeito do cobre sobre a temperabilidade do material, pois a quantidade de perlita é baixa (compare-se ao de duas polegadas) não provocando diferença de coloração após o ataque químico. A quantidade relativa de perlita é influenciada pelo tamanho da seção: quanto menor, mais rapidamente é extraído o calor, e assim só ocorre formação da perlita nas regiões do núcleo da peça. Esse efeito é corroborado pela análise micrográfica, que mostra a baixa quantidade de perlita com o aumento do teor de cobre.

Amostras de duas polegadas:

O aumento do teor de cobre mostra que o anel de perlita presente no núcleo da peça vai diminuindo. Não é possível obter-se estrutura homogênea de ausferrita sem a adição de elemento de liga em uma peça de 50 mm de espessura, para as condições de fundido e tratamento térmico. O centro térmico da peça mostrou que adições crescentes de cobre minimizam o aparecimento da perlita, mas não a eliminam por completo.

8.5 EFEITO DOS PARÂMETROS ESCOLHIDOS NO CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO

Os parâmetros do tratamento térmico são em grande parte os responsáveis pela quantidade e morfologia da ferrita e da austenita estável formadas durante a reação do primeiro estágio.

Para a temperatura de austenitização utilizada neste trabalho (900°C), segundo Putatunda et al. (1999), é provável a obtenção de aproximadamente 12% de austenita com 1,8% de carbono dissolvido nesta. Neste trabalho não foi realizado nenhum teste durante o procedimento experimental para determinar estes parâmetros (difratometria de Raios-X seria de grande valia, p. ex.) conforme recomenda Chang (1998). Como os valores sugeridos pelos autores referem-se a uma matriz de partida ferrítica, eles poderiam apresentar discrepâncias uma vez que neste trabalho essa classe foi obtida apenas em alguns corpos de prova sem adições de cobre. Portanto os valores servem apenas como uma orientação. Espera-se para matriz de partida perlítica frações e teores de carbono maiores, pois a saturação de carbono na estrutura durante essa etapa é mais rápida (Campos-Cambranis et al., 1998).

Segundo Putatunda (2001), para a temperatura de austêmpera utilizada (340°C) a fração de austenita remanescente deve ser de aproximadamente 25% com um teor de carbono de 1,8% (valores estimativos, apenas como simples referência para a temperatura abordada). Esta temperatura está compreendida entre as baixas e as altas temperaturas, portanto espera-se a mesma relatividade em termos de propriedades mecânicas. K. P Jen & J Wu, (AFS 92-133) relatam que as melhores combinações de propriedades são encontradas quando do uso de temperaturas na faixa de 302 à 350°C .

O tempo foi padronizado em uma hora para todos os corpos de prova, independente da seção, para não ser mais uma variável a ser estudada.

8.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

As propriedades mecânicas medidas no ensaio de tração foram resistência mecânica, tensão de escoamento e alongamento. Os resultados obtidos estão mostrados nas Figuras 8.15 a 8.18. Tais valores se referem as propriedades apresentadas pelo centro da amostra, de uma ou de duas polegadas, uma vez que os corpos de prova para esse ensaio foram obtidos da região central. Essa escolha visou analisar a região mais crítica da peça (centro térmico), onde normalmente se manifestam imperfeições, defeitos, heterogeneidade estrutural entre outros danos, devido a ser a última região de solidificação e transformação térmica (Santos, 1994).

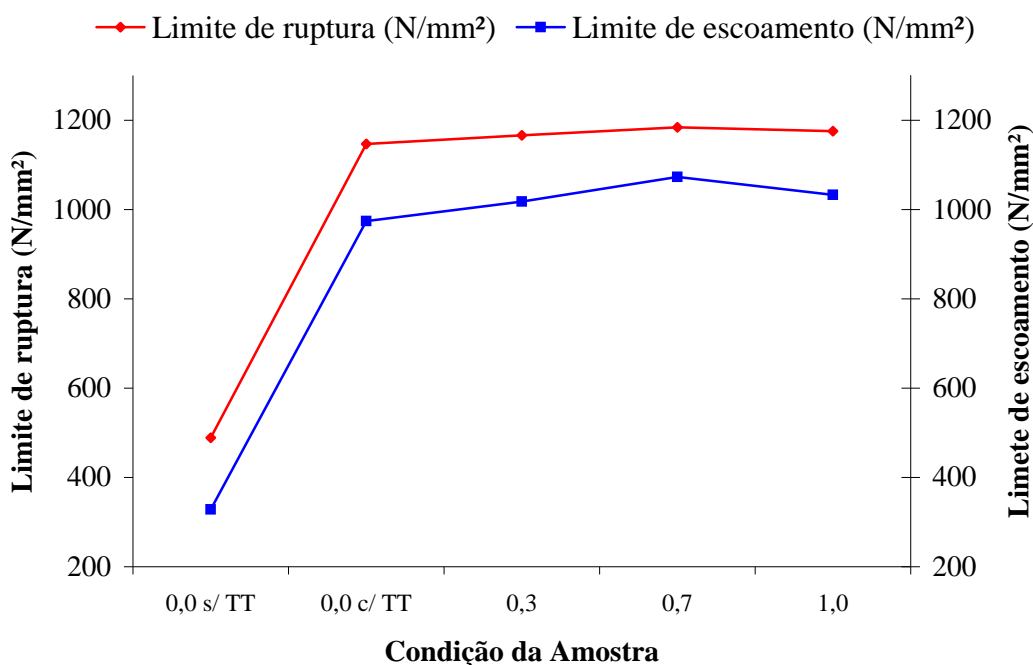


Figura 8.15: Valores de limite de ruptura e de escoamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de uma polegada.

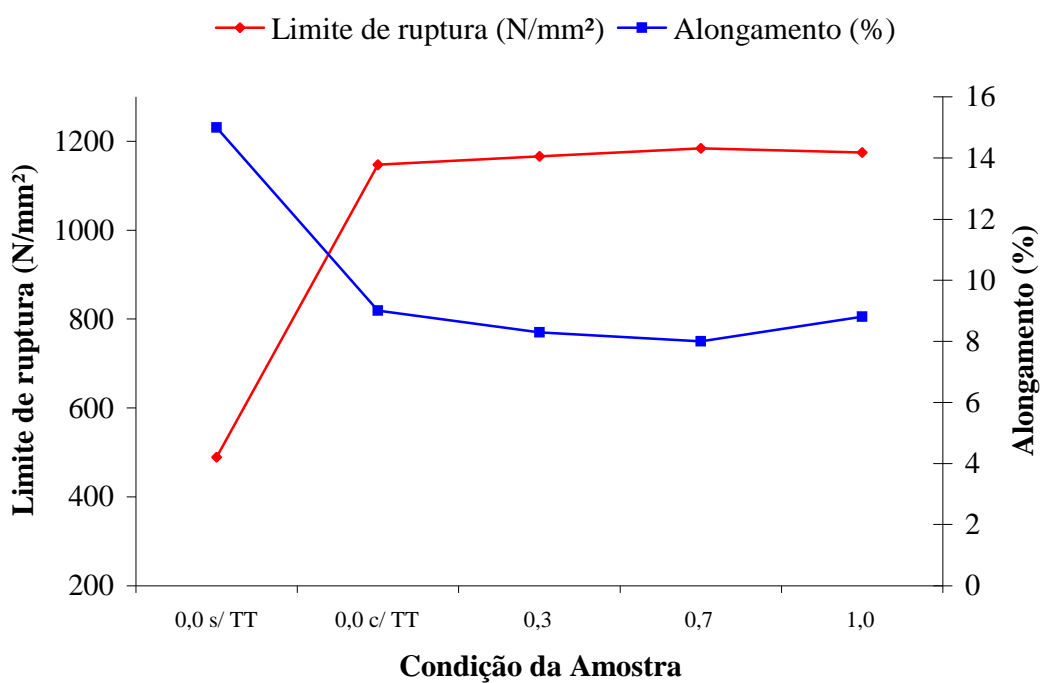


Figura 8.16: Valores de limite de ruptura e alongamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de uma polegada.

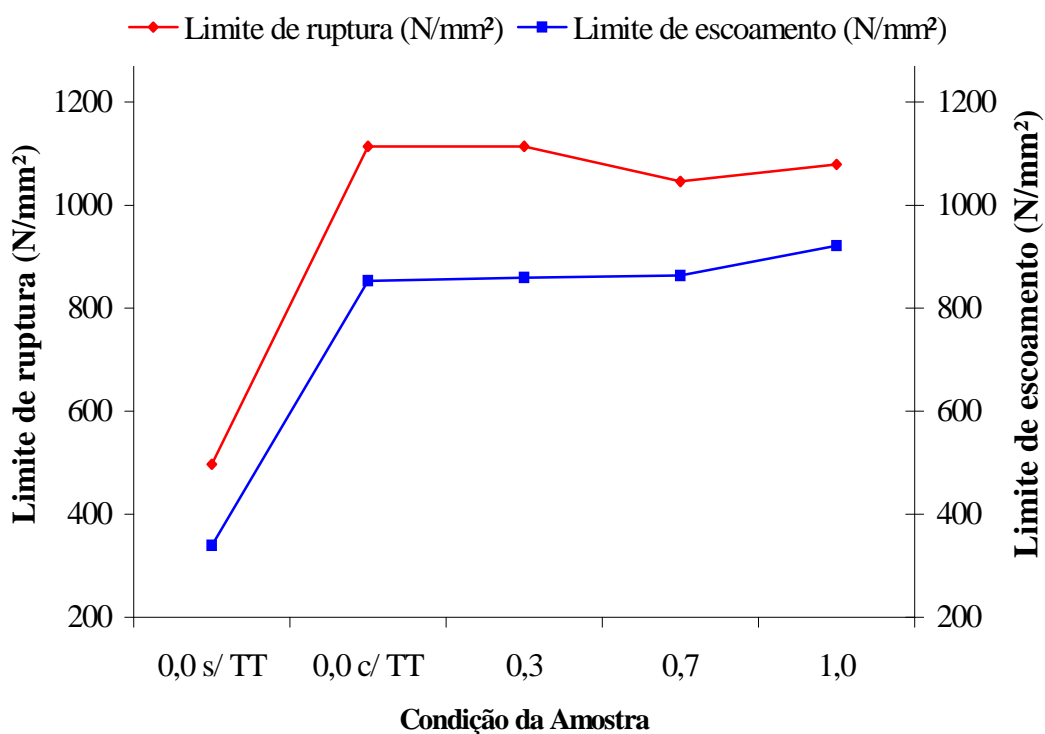


Figura 8.17: Valores de limite de ruptura e de escoamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de duas polegadas.

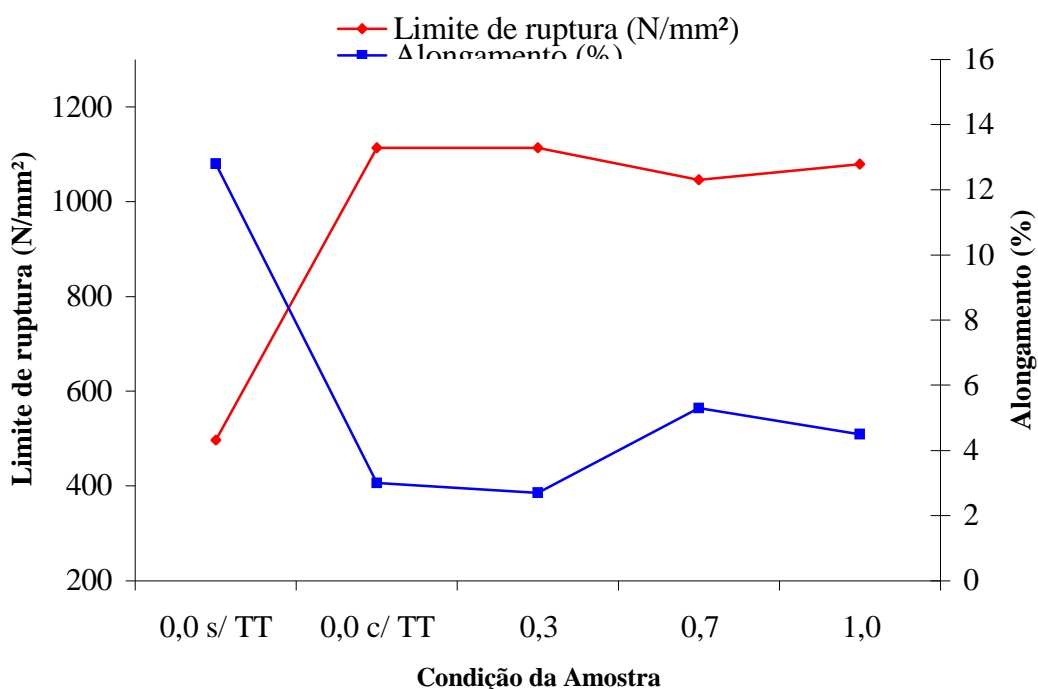


Figura 8.18: Valores de limite de ruptura e alongamento em função do teor de cobre determinados nos corpos de prova de duas polegadas.

Yan Mi, 1994 e R.E Campos-Cambranis et. al., 1998, relatam que um elemento de liga quando adicionado ao ferro fundido nodular para posterior transformação em ADI, deve primordialmente atender o requisito de “temperabilidade” da peça e poucas são as variações em propriedades mecânicas, uma vez alcançada a homogeneidade estrutural. Esse fato é visível nos corpos de prova de uma polegada, onde se verificou a tendência a obtenção de uma relação linear entre as propriedades analisadas (Figuras 8.15 e 8.16).

De acordo com a norma ASTM A879M, o melhor enquadramento em valores é a classe 1050/700/7 ou a classe 2 da ASTM A897M-90. Cabe uma ressalva nos valores das normas, no que se refere ao limite de escoamento, pois o encontrado para todas as adições de cobre foram de no mínimo 850 MPa, portanto nesse quesito, classe 3 (ASTM A897M-90).

Os valores obtidos para o corpo de prova de duas polegadas, quando comparados aos de uma polegada, foram relativamente baixos no que se refere ao limite de ruptura e de escoamento e consideravelmente baixos quanto ao alongamento.

Estes resultados são decorrentes (1) da heterogeneidade microestrutural (ausferrita + perlita) verificada nas peças de maior seção (Figuras 8.11, 8.12, 8.13 e 8.14) uma vez que a adição de cobre nos teores estudados não promoveu a completa homogeneização, e (2) dos baixos números de nódulos (Figura 8.5).

Para as amostras sem adição de cobre e com 0,3% de cobre, ambas com tratamento térmico, conforme evidencia a análise macroscópica (Figura 8.11 e 8.12), o centro térmico é constituído basicamente de perlita. Para estas condições obteve-se um valor de resistência mecânica de 1114 MPa, valor este extremamente elevado para este tipo de matriz. Este pode ser decorrente do pequeno espaçamento verificado entre as lamelas de cementita e de ferrita da perlita.

Estas duas condições foram ainda analisadas quanto aos mecanismos de fratura via microscopia eletrônica de varredura, conforme pode ser observado nas Figuras 8.19 à 8.24.

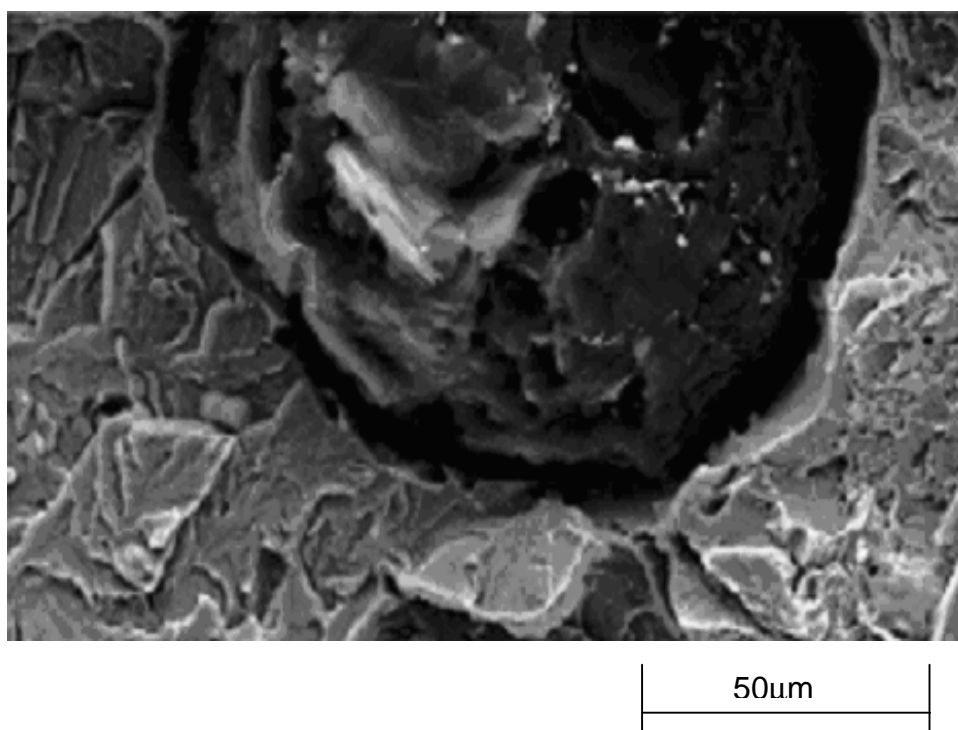


Figura 8.19: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x .

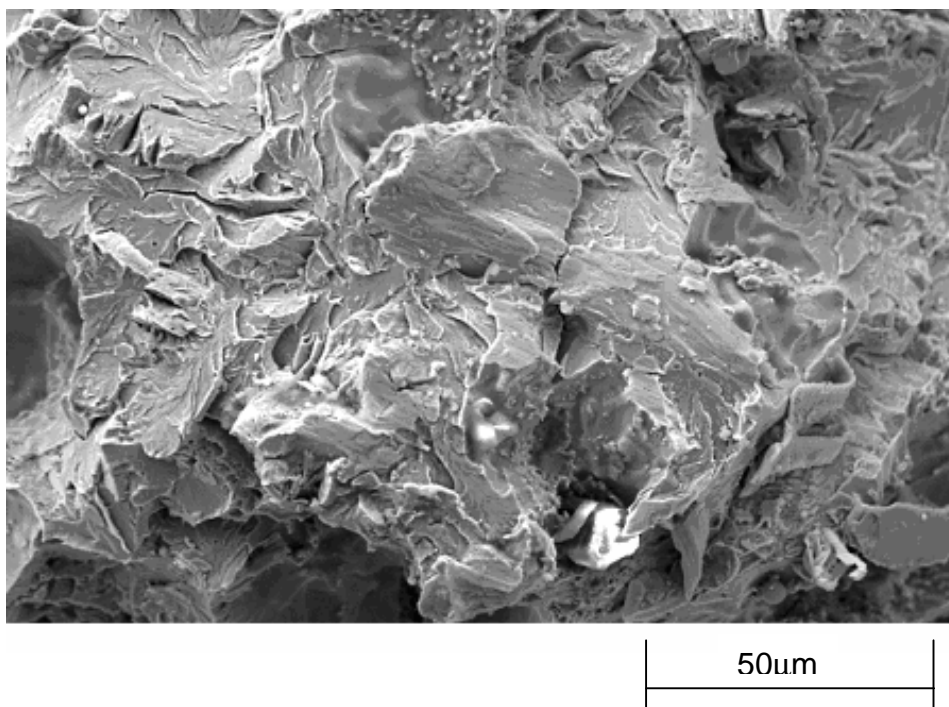


Figura 8.20: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x

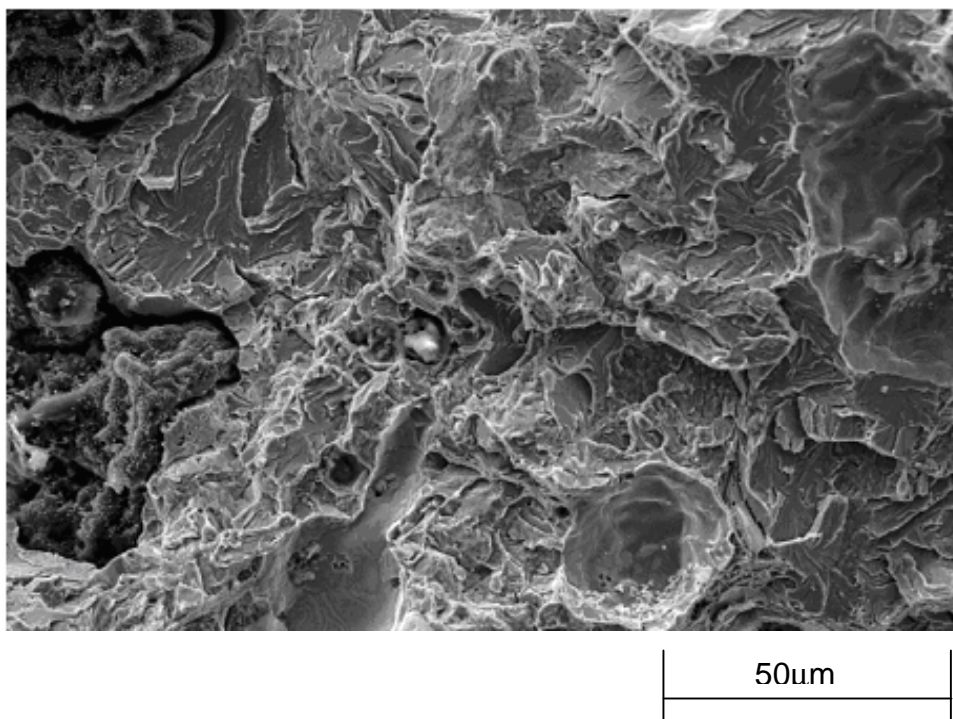


Figura 8.21: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas sem adição de cobre com tratamento térmico em aumento de 400x

As Figuras 8.19 a 8.21 referem-se a amostra sem adição de cobre. Note-se que a fratura foi transcristalina, havendo uma limitada decoesão entre grafita e matriz. A fratura da matriz foi predominantemente por clivagem, havendo, entretanto áreas dúteis, caracterizadas pela presença de alvéolos. Observe-se ainda a presença de várias trincas secundárias, nitidamente nucleadas a partir da interface nódulo/matriz. Note-se na Figura 8.20 a presença de uma trinca no contorno de célula eutética.

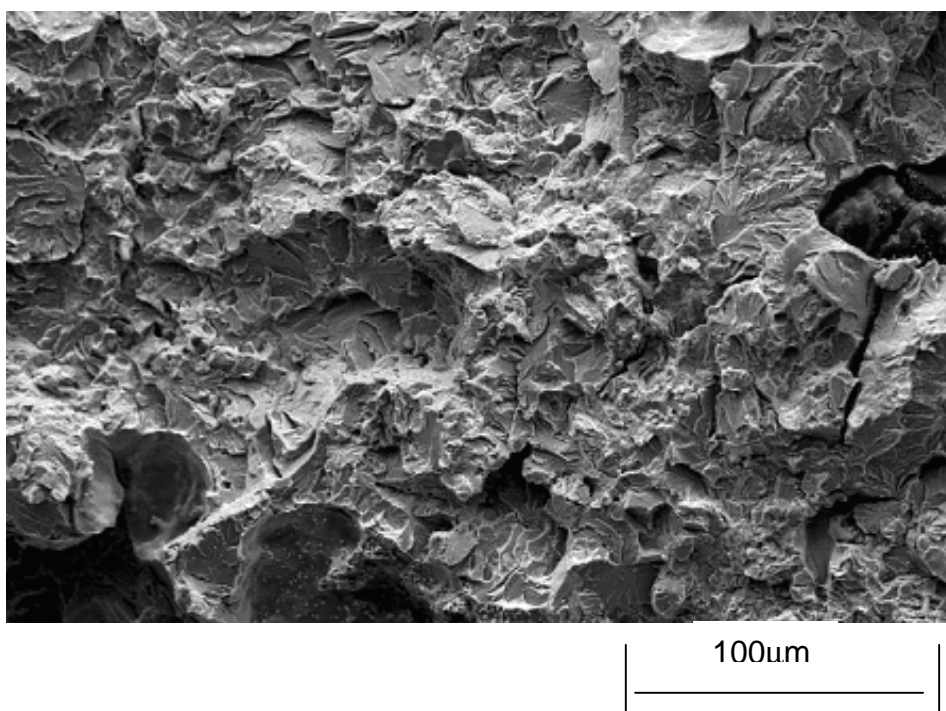


Figura 8.22: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 250x.

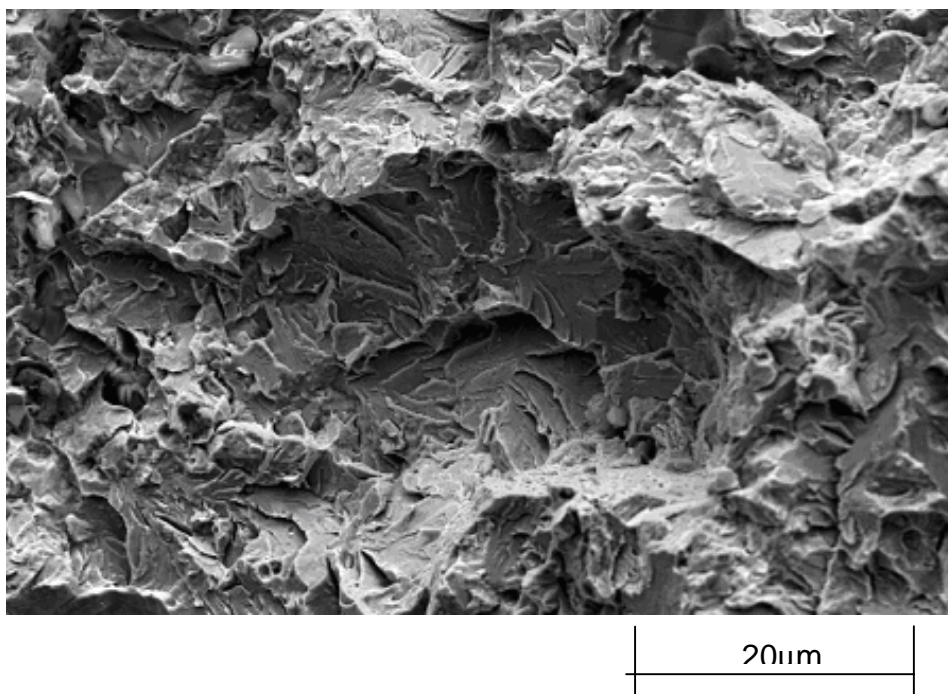


Figura 8.23: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 500x.

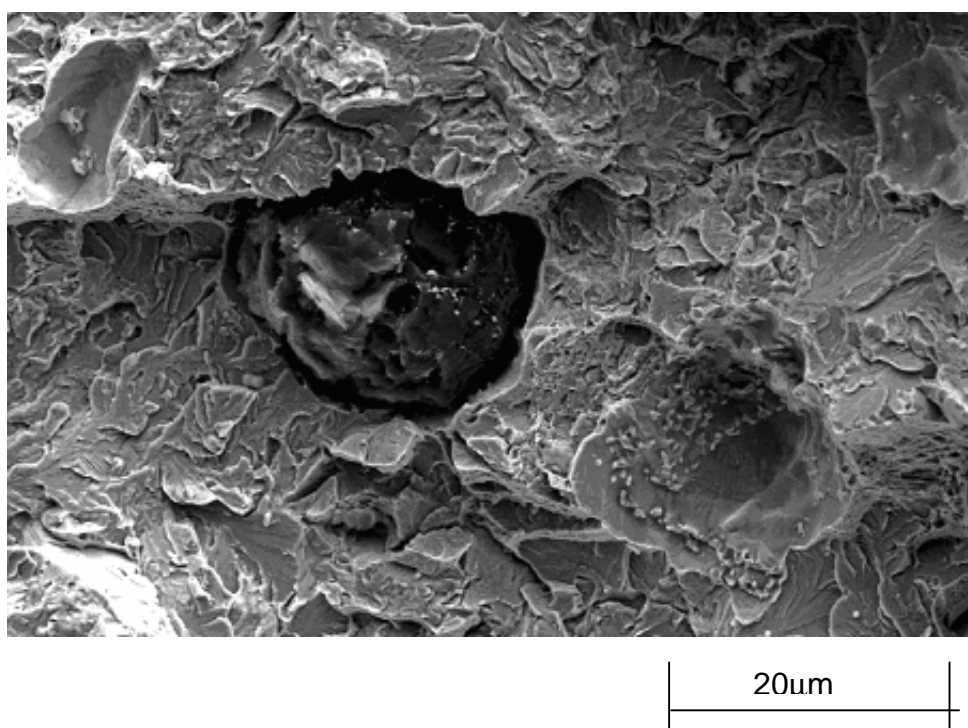


Figura 8.24: Fractografia do corpo de prova de duas polegadas com 0,3% de cobre com tratamento térmico em aumento de 500x.

A adição de cobre (Figuras 8.22 a 8.24) levou basicamente ao aumento da fratura da matriz por clivagem.

8.7 PERFIL DE DUREZA BRINELL

A constatação de heterogeneidades microestruturais é avaliada ao longo de uma peça através de medições de dureza. Em se tratando de ferros fundidos já existe uma heterogeneidade natural em função (1) das quantidades relativamente maiores de elementos químicos, quando comparados aos aços, e que pode ser acentuada ainda mais quando estes forem (2) submetidos ao tratamento térmico.

Nas Figuras 8.25 e 8.26 é avaliada essa variação estrutural por medições que compreendem da superfície ao núcleo da peça.

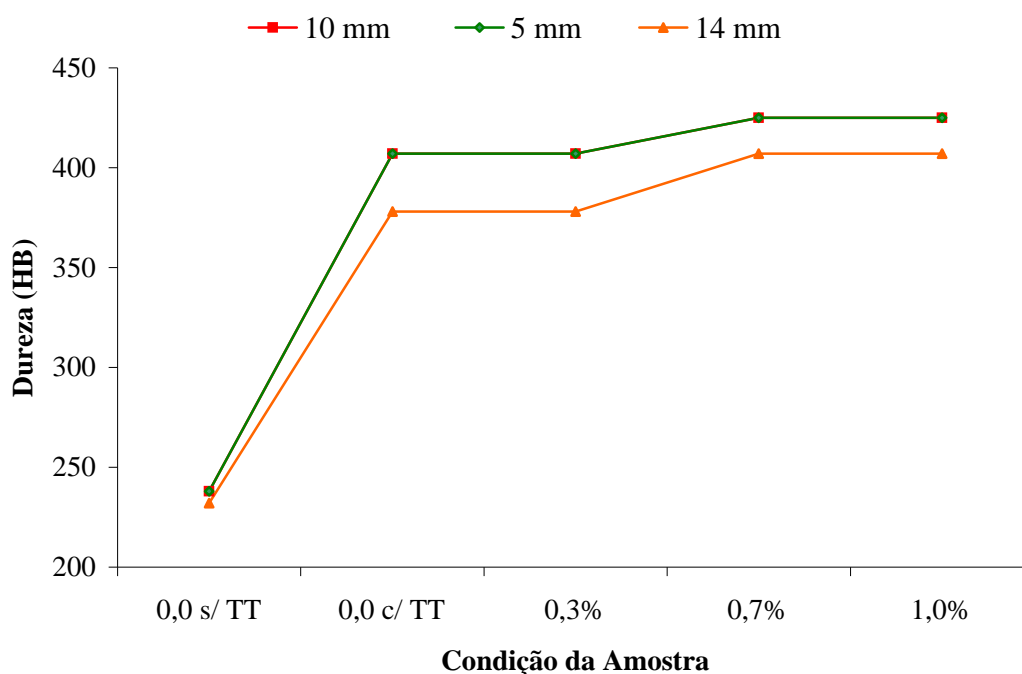


Figura 8.25: Valores do perfil de dureza Brinell em função do teor de cobre determinados a 5, 10 e 14mm da superfície ao centro do corpo de prova.

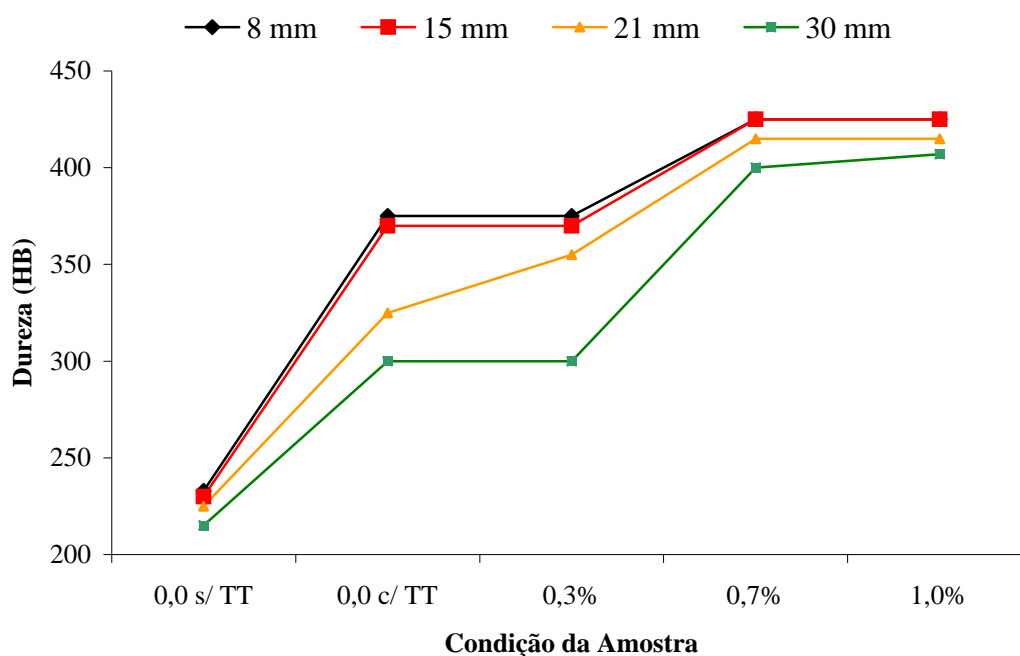


Figura 8.26: Valores do perfil de dureza Brinell em função do teor de cobre determinados a 8, 15, 21 e 30mm da superfície ao centro do corpo de prova.

Conforme as medidas vão se aproximando do núcleo da seção, ocorre o decréscimo dos valores de dureza em razão da presença de perlita (regiões consideráveis de perlita nos corpos de prova de uma polegada, principalmente quando os teores de cobre são pequenos, 0.0 e 0,3%; e grandes regiões de perlita quando em análise os corpos de prova de duas polegadas). Na análise macroscópica mostrada nas Figuras 8.10 e 8.11 pôde ser observado um centro térmico constituído basicamente de perlita de estrutura bastante refinada tendo como consequência maiores valores de dureza quando comparados a uma perlita gerada de em uma transformação mais lenta.

9 CONCLUSÕES

A fim de se obter um material cuja estrutura final é conhecida como ausferrita, se faz necessário um controle rigoroso sobre todas as variáveis de fundição além dos parâmetros envolvidos no tratamento térmico de austêmpera. Este estudo levou a resultados bastante singulares. Todas as conclusões encontram-se resumidas a seguir.

9.1 CONCLUSÕES SOBRE A OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR

1. Observou-se a deterioração de alguns elementos, em especial carbono e silício. Tal fato foi devido ao tempo elevado de espera de vazamento, pois primeiramente foram retiradas amostras para adição de níquel (para uma experiência futura). Cabe ressaltar que a ocorrência de tempos de espera mais prolongados é normal em produção.
2. O cálculo de carga previu uma liga eutética, mas obteve-se uma liga ligeiramente hipoeutética. Tal condição foi benéfica ao material em função da seção dos mesmos, principalmente para seção de duas polegadas. Segundo a literatura, quanto maior for espessura menor deve ser o carbono equivalente para evitar defeitos adicionais principalmente na forma da grafita.
3. O metal base pode ser enquadrado como classe 420-15 para as seções de uma polegada, e como classe 420-10 para as seções de duas polegadas. Não se procedeu a classificação das ligas após fusão quando da adição de cobre.

9.2 CONCLUSÕES SOBRE O ELEMENTO DE LIGA COBRE

1. O elemento de liga cobre foi adicionado na panela de vazamento objetivando desempenhar duas funções específicas: (a) atuar como perlitizante e (b) aumentar a “temperabilidade” do material, característica esta de extrema importância quando da realização do tratamento térmico de austêmpera em peças espessas (mais de uma polegada). Esta última função foi considerada o objetivo principal. Como não se procedeu a classificação das ligas após fusão quando da adição de cobre, não se avaliou a primeira função. Da literatura infere-se que os valores de resistência devem ter aumentado com o aumento crescente do teor de cobre.
2. A função do cobre de retardar o aparecimento de outras fases indesejáveis ficou evidenciada nas análises macro e micrográficas, mas não foi completamente efetiva em nenhuma das condições analisadas. Mesmo nas amostras de uma polegada e com 1,0% de cobre, verificou-se a presença de algumas regiões isoladas de perlita após tratamento térmico de austêmpera.

9.3 CONCLUSÕES SOBRE A SEÇÃO DO CORPO DE PROVA

1. Verificou-se, através da análise do grau de nodularização e do número de nódulos por área, a influência direta do tamanho da seção sobre essas variáveis. Os corpos de prova de uma polegada apresentaram um número maior de nódulos quando comparados aos de seção de duas polegadas. A região mais crítica, cujos valores apresentaram-se extremamente baixos (quando comparados ao que a literatura estipula para a produção do ADI), foi a última região a ser solidificada, isto é, o centro térmico da peça.
2. A baixa quantidade de grafita e sua qualidade implicam diretamente na austenitização do material. Durante essa etapa, além dos nódulos atuarem como reservatório de carbono para a difusão na austenita, a matriz perlítica também favorece esse fato. Assim os corpos de prova de duas polegadas, principalmente

na região central, devem ter apresentado uma austenita com um teor de carbono menor e o risco de formar martensita ao alcançar a temperatura ambiente maior. Durante a análise micrográfica não foi constatada a presença de nenhum carboneto ou outra fase. A matriz apresentou-se ausferrítica, perlítica ou uma mistura de ambas. A quantidade de perlita nos corpos de prova de duas polegadas foi bem mais evidente em decorrência da taxa de extração de calor quando comparados aos de uma polegada.

9.4 CONCLUSÕES SOBRE A OBTENÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO CORRELACIONANDO AS PROPRIEDADES MEDIDAS

1. A etapa de austêmpera efetivamente levou ao aumento das propriedades de resistência. Para seções de uma polegada, a tensão de escoamento cresceu de 328 para 974 N/mm²; já a tensão de resistência passou de 489 para 1147 N/mm² após o tratamento térmico. Para seções de duas polegadas, verificou-se um ganho similar, pois a tensão de escoamento aumentou de 339 para 853 N/mm², enquanto que a tensão de resistência variou de 497 para 1114 N/mm².
2. A resistência à tração não mostrou grandes variações para as duas seções em estudo, mostrando que esta propriedade é bastante influenciada por todas as fases presentes, suas propriedades específicas, quantidade relativa e distribuição.
3. Já a resistência ao escoamento mostrou ser bastante afetada pela matriz. Os corpos de prova obtidos a partir de seções de fundição de uma polegada apresentaram maior tensão de escoamento que os de duas polegadas e, relativamente, maiores quantidades de ausferrita.
4. Os elevados valores de tensão medidos foram obtidos mesmo quando da presença de uma microestrutura essencialmente perlítica. Foram atribuídos ao refino da estrutura decorrente do tratamento de austêmpera. Estes resultados

indicam que, apesar da heterogeneidade microestrutural, seria possível obter-se um mesmo valor de resistência para peças espessas.

5. A presença de cobre basicamente não afetou as propriedades de resistência.
6. O alongamento foi uma propriedade bastante afetada pela microestrutura da matriz. Durante a etapa de austenitização, seções de uma polegada, por apresentarem maior número de nódulos, apresentam uma austenita de maior teor de carbono em comparação com seções de duas polegadas. Em consequência, as curvas TTT são distintas e, mesmo que o procedimento seguido no resfriamento seja o mesmo para as duas condições, as transformações de fase decorrentes são diferentes. Destes aspectos decorrem os comportamentos verificados.
7. Para os corpos de prova obtidos das seções de uma polegada o alongamento oscilou na faixa de 8,0 a 9,0% após o tratamento térmico. Estes valores não foram afetados pelo teor de cobre. A adição de cobre influenciou apenas na quantidade relativa de ausferrita.
8. Para os corpos de prova obtidos das seções de duas polegadas sem adição ou com 0,3% Cu obteve-se uma matriz integralmente perlítica. Nestas condições o alongamento médio foi de 2,9% em função do refino da estrutura e da presença de nódulos. O aumento do teor de cobre possibilitou o surgimento de ausferrita no centro térmico da seção, fazendo com que o alongamento aumentasse em aproximadamente 58%.
9. As propriedades foram medidas na condição mais crítica do material:, os corpos de prova foram obtidos da região central de amostras de seções de uma e duas polegadas que, devido às condições de resfriamento, é a região de maior heterogeneidade microestrutural. Logo, se o corpo de prova de tração tivesse maior seção transversal, as propriedades medidas apresentariam valores mais elevados.

10. O perfil de dureza mostrou valores decrescentes à medida que se aproximava do núcleo da peça. Este fato é coerente com a heterogeneidade microestrutural apresentada ao longo da seção transversal da amostra.

10 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1 Tendo em vista a importância do tratamento de inoculação, repetir o mesmo tema somente mudando a composição química do inoculante;

1.1 Empregar bismuto puro no metal e verificar sua eficiência em aumentar números de nódulos;

1.2 Utilizar bismuto com terras raras e confrontar com os resultados obtidos no item 1.1

1.3 Usar o mesmo inoculante mas inocular parte na panela de transferência (granulometria maior) e parte “in molde” (granulometria menor).

2 Fixar o mesmo elemento de liga e variar o carbono equivalente em sessões diferentes.

3 Utilizar as mesmas condições de fundição e mudar as condições do tratamento térmico;

3.1 Variar tempo e temperatura de austenitização;

3.2 Variar tempo e temperatura de austêmpera.

4 Com os mesmos parâmetros de fundição e tratamento térmico, avaliar a eficiência de outros elementos de liga, como: estanho, molibdênio, níquel e cromo;

4.1 Averiguar primeiramente na forma individual,

4.2 Testar suas eficiências na forma de misturas de dois ou mais elementos de liga.

5 Promover os ensaios de Difração de Raio-X, para avaliar a quantidade de austenita remanescente após o tratamento de austêmpera

6 Verificar a tenacidade do material através do ensaio de impacto.

11 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICA

- ALAGARSAMY, et. al., Ductile Iron Castings for Austempering. World Conference of Austempered Ductile Iron, Chicago. 1991.

- Bcira Broadsheet 30, 1982.

- CAMPOS-CAMBRANIS R.E., et. al., Effect of Initial Microstruture on the Activation Energy of Second Stage During Austempering of Ductile Iron. Scripta Materialis. México. Vol. 38 n° 8, 1998, 1281 - 1287

- CARMO, D. J. do., Ferro Fundido nodular Austemperado ADI. Itaúna: Senai, MG. 2001

- CHANG, L. C., Carbon Content of Austenite in Austempered Ductile Iron. Department of Mechanical Engineering, Kuang Wu Institute of Technology and Commerce, Taiwan, 1998.

- CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundido. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1982/ 1997.

- European Standard, Spheroidal Grafite Cast Iron, 1997, 15.

- Elkem ASA, Silicon Division, Technical Information 18, 1997.

- Elkem ASA, Inoculation Mechaninms. Silicon Division, Technical Information 5, 1997.

- Elkem ASA. Faging of Inoculation. Silicon Division, Technical Information 6, 1997.

- Elkem ASA, Selection of Inoculants for Ductile Cast Iron. Silicon Division, Technical Information 16, 1997.

- Elkem ASA, Inoculation of Cast Iron. Silicon Division, Technical Information 2, 1997.
- Elkem ASA, Inoculation Practices. Silicon Division, Technical Information 4, 1997.
- Elkem ASA, Magnesium Treatment Process, Technical Information 9, 1997
- Elkem ASA, Magnesium Contents in Ductile Iron, Technical Information 7, 1997.
- Elkem ASA, Selection of Nodularizers, Technical Information 20, 1998
- Elkem ASA, Factors Influencing the Recovery and Addition of Magnesium in Ductile Iron Ladle Treatment Processes, Technical Information 23, 2001.
- Elkem ASA, Inoculant Alloy Composition. Silicon Division, Technical Information 3, 1998
- Elkem ASA, Later Metal Stream Inoculation. Silicon Division, Technical Information 22, 1998.
- Formação da Casca de Austenita em Torno da Grafita Nodular. Fundição & Serviços, Agosto/Setembro 1993. 36 – 41.
- GUEDES, L. C. et. al., Efeitos do Fósforo em Ferros Fundidos Nodulares Austemperados. Metalurgia & Materiais – ABM Vol. 49 n°. 420, agosto, 1993. 646 – 659.
- HASSE, S., Como obter ferros fundidos nodulares de alta resistência. Revista Fundição & Serviços, São Paulo, n°. 92, Agosto, 2000, 22-49.
- HEMANTH, J., The Solidification and Corrosion Behaviour of Austempered Chilled Ductile Iron, Department of Mechanical Engineering, India, 1998

- <http://www.thdick.co.u/adi.htm>

Austempered Ductile Iron – British Standards Specification for Adi. T.H. Dick & Co. Ltd (31/01/2003)

- <http://www.Keighleylabs.co.uk/adi.htm>

Austempered Ductile Iron, Keighley Laboratories Ltd, pg 1 à 2 (31/01/2003)

- <http://www.kellysearch.com./company-96018847.htm>

ADI Treatments Ltd (20/11/1999)

- <http://www.My.netian.com/~jckim1/adi/application.htm> (31/01/2003)

- http://www.Appliedprocess.com/html/body_core-specialties.html

AP's core specialties - Applied Process, Inc (31/01/2003)

- JAVAID, A. & LOPER, C.R., Production of Heavy-Section Ductile Cast. AFS Transactions, vol. 103, 1995, 135.

- KOVACS, B. V., The Effects of Alloying Elements and Their Segregation in ADI. Wold Conference of Austempered Ductile Iron, Chicago, 1991, 241.

- LERNER Y. S., Inoculação em Ferros Fundidos: Uma Revisão dos Métodos. Modern Casting Junho 1999.

- LIN, B. Y. & Lei, T. S., The Effect of Alloy Elements on the Microstruture and Properties of Austempered Ductile Iron. Department of Mechanical Engineering, National, Taiwan, 1994.

- WARMLING, G. et. al., Influência do Cobre no Ferro Fundido Nodular Ausferrítico, Sociesc. 1999.

- NADKARNI, G. et al., Low-Carbon Equivalent Austempered Ductile Iron. AFS Transactions, vol. 103, 1995, 93.

- MI, Y., Effect of Cu, Mo, Si on the Content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron. Department of materials Science & Engineering, Zhejiang University, Hangzhou. China. Vol. 32 n° 9, 1995, 1313 – 1317.

- MOHLA & DAVID, Métodos de Nodularização para a Produção de Ferro Fundido Nodular, Fundição & Serviços, outubro 1998, 48 – 52.

- MORRISON, J. Os 50 anos do Ferro fundido Nodular e do Níquel. Revista Fundição e Serviços: São Paulo, nº. 91, Julho, 2000, 42-51.

- PUTATUNDA, S. K., et al., Influence of Austenitizing Temperature on Fracture Toughness of a Low Manganese Austempered Ductile Iron (ADI) with Ferritic as Cast Structure. Department of Chemical Engineering and Materials Science USA A268. 1999, 15 - 31

- PUTATUNDA, S. K., et al., Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering Process. Department of Chemical Engineering and Materials Science USA A315, 2001, 70 - 80.

- SAGE, A. M., et. al., A High-Carbon, V-Mo High-Strength Gray Cast Iron for Castings Subjected to Thermal fatigue. AFS Transactions 92-96, Espanha. pp. 253-263.

- SANTOS, A. B. S. & Castello Branco, C. H., Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo: IPT, 1989.

- SANTOS, A. B. S., Efeitos de Elementos de Liga na Solidificação de Ferros Cinzentos e Nodulares. ABM,. São Paulo, 1994.

- SANTOS, A. B. S., Principais Aspectos da Inoculação de Ferros Fundidos. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, Belo Horizonte MG 1998.

- SHIOKAWA, T., The Influences of Alloying Elements and Heat treatment Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. World Conference of Austempered Ductile Iron, Chicago, 1991. 375.
- SKALAND, T., Inoculation material improves graphite formation in ductile iron, Modern Casting, pp. 43-45, dez. 2001
- SORELMETAL, Austempered Ductile Iron. Publisher Rio Tinto Iron & Titanium, Section IV, Montreal, 1990.
- SORELMETAL, A Design Engineer's Digest of Ductile Iron. Publisher Rtz Iron & Titanium America, 8th.edition, Montreal, 2002.
- RUKADIKAR, M. C. et. al., Elevated Temperature Strength and Modulus of elasticity of Alloyed Pearlitic Flake Graphite Cast Iron. AFS Transactions 89-58, India. pp. 351-360.
- TRUDEL A, GAGNÉ M., Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons. Pergamon, Canadá, 1997.
- WU, C. Z., et. al., Phase Transformation in Austempered Ductile Iron by Microje Impact, Materials Characterization, 2002, 43–54.
- VELDE, C. A., De stolling van nodulair gietijzer, een nieuwe benadering, Gietwerk Perspectief, Vol.15 No. 2, pp. 4-9, No. 3, pp. 15-21, No. 4, pp. 6-12, 1995
- VIJAYARAGHAVAN, R. & Bradley, F. J., A micro-model for eutectoid phase transformations in as-cast ductile iron, Scripta Materialia, Vol. 41, No. 11, pp. 1247–1253, 1999.
- YESCAS, M. A. et. al., Estimation of the Amount of Retained Austenite in Austempered Ductile Irons Using Neural Networks. Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge, 2000.

- XU, Z., Influence of Ce and Al on Nodularization of Eutectic in Austenite-Bainite Steel. Materials Research Bulletin. China, 1999..
- ZIMBA. J, et. al., Austempered Ductile Iron: an Alternative Material for Earth Moving Components. Cement & Concrete Composites, 2002.

ANEXOS

TABELAS DE RESULTADOS

Tabela A.1: Números de nódulos/mm² e grau de nodularização de acordo com a norma NBR 6916, todos os valores foram retirados a meio raio dos corpos de prova cortados 40 mm de profundidade do bloco Y.

CONDIÇÃO DA AMOSTRA	NÚMERO DE NÓDULOS/mm ²			GRAU DE NODULARIZAÇÃO %		
	1 polegada*	2 polegadas		1 polegada*	2 polegadas	
		c.p. Dureza a	c.p. Tração		c.p. Dureza	c.p. Tração
0,0 s/ TT	140	110	50	90	85	65
0,0 c/ TT	135	115	60	90	85	75
0,3% Cu	130	120	60	88	75	70
0,7% Cu	125	120	55	85	85	80
1,0% Cu	135	125	70	80	80	70

*medidos no corpo de prova do perfil de dureza, a meio raio.

Tabela A.2: Valores médios de três corpos de prova obtidos do Ensaio de Tração, segundo a norma NBR 6152, para corpos de prova de uma polegada

AMOSTRAS (% de Cobre)	LIMITE DE ESCOAMENTO (N/mm ²)	LIMITE DE RUPTURA (N/mm ²)	ALONGAMENTO (%)
0,0 s/ Tratamento	328	489	15,0
0,0 c/ Tratamento	974	1147	9,0
0,3	1018	1166	8.3
0,7	1073	1184	8.0
1,0	1033	1175	8.8

Tabela A.3: Valores médios de três corpos de prova obtidos do Ensaio de Tração, segundo a norma NBR 6152., para corpos de prova de duas polegadas

AMOSTRAS (% de Cobre)	LIMITE DE ESCOAMENTO (N/mm²)	LIMITE DE RUPTURA (N/mm²)	ALONGAMENTO (%)
0,0 s/ Tratamento	339	497	12,8
0,0 c/ Tratamento	853	1114	3,0
0,3	859	1114	2,7
0,7	863	1046	5,3
1,0	921	1079	4,5

Tabela A.4: Valores médios de dureza HB (dois corpos de prova), para corpos de prova de duas polegadas


PROFUNDIDADE (mm)	0,0% s/ TTR	0,0% c/ TTR	0,3% Cu	0,7% Cu	1,0% Cu
8	233	375	375	425	425
15	230	370	370	425	425
21	225	325	355	415	415
30	215	300	300	400	407

Tabela A.5: Valores médios de dureza HB, nos corpos de prova de uma polegada (dois corpos de prova).

PROFUNDIDADE (mm)	0,0% s/ TTR	0,0% c/ TTR	0,3% Cu	0,7% Cu	1,0% Cu
5	238	407	407	425	425
10	238	407	407	425	425
14	232	378	378	407	407

Tabela A.6: Valores médios de dureza HB, nos corpos de prova de uma polegada (dois corpos de prova).





SOCIESC

SERVIÇOS INDUSTRIAIS

CÁLCULO DE CARGA PARA LIGAS											Data		27/1/2003						
CARG	300	Análise da Matéria Prima									Análise Resultante								
%	Kg	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu		
Gusa	85	255,00	4,18	0,02	0,1	0,096	0,00	0	0	0	3,553	0,017	0,085	0,082	0,005	0,000	0,000	0,00	
Ling. Base Nod.	0,00	0,00	0,00	0,00	0	0	0	0	0	0	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,00	
Ret 1045	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0	0	0	0	0	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,00	
RET FC 25	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0	0	0,000	0,0000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,00	
SUC 1045	0,00	0,00	0,00	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0	0,000	0,0000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,00	
S Aço 1020	15,00	45,00	0,20	0,20	0,6	0,04	0,02	0,00			0,03	0,030	0,09	0,01	0,00	0,000	0,000	0,00	
SOMA	100	300,00								Sub-soma		3,583	0,0470	0,175	0,09	0,008	0,000	0,000	0,00
									Perda		5%	5%	3%			2%	2%	2%	
											0,179	0,0024	0,005	0,000	0,000	0,000	0,000	0,00	
									Anál.Result.		3,404	0,0447	0,170	0,09	0,008	0,000	0,000	0,00	
ADIÇÕES		%	Kg	Rendimento			Teor					C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Carburante	0,288	0,864	37	90%		95%					0,25								
FeSi75 Inoc.	0,600	0,222		95%		74%						0,422							
FeSi 75	1,804	5,412		95%		75%						1,29							
FeMn A C	0,000	0,001		80%		75%							0,000						
PIRITA	0,018	0,055		75%		50%								0,007					
Fe Cr B C.	0,000	0,000	37	90%		55%										0,00			
FeSiMg	1,750	0,648		95%		45%						0,748							
NIQUEL	0,319	0,118		95%		99%										0,300			
Cu (Panela)	1,063	0,393		95%		99%			4,50										1,00
Al (PAN.)	0,000	0,000	37	90%		99%			Desj.	3,65	2,50	0,17	0,04	0,015	0,00	0,30	1,00		